

UNIVERSIDAD POLITECNICA DE MADRID
ESCUELA TECNICA SUPERIOR DE INGENIEROS INDUSTRIALES

**Evaluación computacional del efecto de la
pérdida de constricción en la tenacidad de
fractura de la vasija de reactores
nucleares**

TESIS DOCTORAL

Marta Serrano García
Ingeniero Industrial de ICAI, UPCO

2007

DEPARTAMENTO DE CIENCIA E INGENIERÍA DE LOS MATERIALES
ESCUELA TECNICA SUPERIOR DE INGENIEROS INDUSTRIALES

**Evaluación computacional del efecto de la
pérdida de constricción en la tenacidad de
fractura de la vasija de reactores
nucleares**

POR

Marta Serrano García
Ingeniero Industrial de ICAI, UPCO

DIRECTOR DE TESIS

Antonio Moreno González
Doctor Ingeniero de Caminos Canales y Puertos, UPM

2007

TRIBUNAL ENCARGADO DE JUZGAR LA TESIS DOCTORAL

Presidente:

Vocales:

Vocal Secretario:

CALIFICACION:

A mi familia

Agradecimientos:

Deseo expresar mi agradecimiento a mi director de tesis Antonio Moreno González por su tiempo y dedicación durante todo el desarrollo de la tesis.

A Basilia Larena y a Rosa M^a Molina de la UPM por su ayuda en los trámites de presentación de esta tesis.

A todos y cada uno de los miembros de la División de Materiales Estructurales del CIEMAT en especial a Antonio Orgaz y José Javier Alonso por el mecanizado de las probetas, a Isabel Ballesteros por el trabajo de metrología, a Julián Serrano, Luis Ramos y Daniel Plaza por la realización de los ensayos, y a Antonio del Río por el trabajo del fractografía.

A Ana M^a Lancha por el esfuerzo que hizo en leerse esta tesis en un momento especial de su vida profesional.

Al Consejo de Seguridad Nuclear y a UNESA por la co-financiación de parte del desarrollo experimental de esta tesis.

Y en especial a Luis y a Marta por el tiempo que les he robado.

Resumen

La aplicación de la "Master Curve" en la evaluación de la integridad estructural de la vasija a presión del reactor se encuentra incluida en el Código ASME a través de varios Code Cases. Sin embargo, el establecimiento de márgenes no está definido, en concreto el margen necesario a aplicar cuando el valor de la temperatura de referencia de la "Master Curve" denominada T_0 se ha obtenido mediante el ensayo de probetas de flexión del tipo Charpy pre-agrietadas. La razón por la cual el valor de T_0 obtenido con estas probetas es menos conservativo que el obtenido con probetas compactas puede ser una pérdida de constricción debido al modo de aplicación de la carga.

Mediante el uso de la mecánica de fractura de dos parámetros, considerada como una extensión de la mecánica de fractura tradicional, acoplada con modelos micromecánicos de fractura, es posible evaluar el efecto del nivel de constricción en el borde de grieta en la tenacidad de fractura. Por lo tanto, la definición de un parámetro que relacione la tenacidad de fractura con el estado de constricción en el borde de grieta, permitirá tanto una cuantificación del margen a aplicar al valor de T_0 obtenido mediante el ensayo de probetas de flexión, que son las más comunes en las cápsulas de vigilancia, así como una evaluación más realista de la tenacidad de fractura de la Vasija.

El organismo regulador nuclear americano ("Nuclear Regulatory Commission, NRC") denomina a la diferencia entre el T_0 obtenido mediante el ensayo de probetas compactas y el obtenido mediante el ensayo de probetas de flexión como "bias". La NRC ha bloqueado todos los intentos de las Centrales Nucleares americanas de aplicar la "Master Curve" hasta que no se cuantifique de forma fiable el valor de este "bias". La inclusión de este "bias" en la

evaluación de la integridad estructural de la vasija se realiza en forma de un margen a añadir a la temperatura de transición.

Los objetivos concretos de la tesis son:

1. Cuantificar de forma analítica y experimental el efecto del nivel de constricción en la tenacidad de fractura de materiales de vasija.
2. Reducir las incertidumbres asociadas a la aplicación de la Master Curve a la integridad estructural de la vasija de reactores nucleares mediante la cuantificación del margen a añadir al valor de T_0 obtenido mediante probetas de flexión del tipo Charpy pre-agrietadas, es decir el valor del "bias".

Mediante ensayos de tenacidad de fractura con probetas de flexión y compactas se determina experimental el valor del "bias". Esta tarea se apoyará con un examen fractográfico de las superficies de fractura de las probetas ensayadas.

La modelización por elementos finitos del estado tensional en el borde de grieta en condiciones de plastificación confinada (SSY), que se considera como el estado de referencia y de las probetas de flexión y compactas permite determinar los parámetros globales de constricción T y Q y aplicar un modelo micromecánico de fractura. De esta manera se cuantifica computacionalmente el valor del "bias".

Abstract

The "Master Curve" approach is included on the ASME Code through some Code Cases to assess the reactor pressure vessel integrity. However, the margin definition to be added is not defined as is the margin to be added when the Master Curve reference temperature T_0 is obtained by testing pre-cracked Charpy specimens. The reason is that the T_0 value obtained with this specimen geometry is less conservative than the value obtained by testing compact tension specimens possible due to a loss of constraint.

The two parameter fracture mechanics, considered as an extension of the classical fracture mechanics, coupled to a micromechanical fracture models is a valuable tool to assess the effect of constraint loss on fracture toughness. The definition of a parameter able to connect the fracture toughness value to the constraint level on the crack tip will allow to quantify margin to be added to the T_0 value when this value is obtained testing the pre-cracked Charpy specimens included in the surveillance capsules of the reactor pressure vessel.

The Nuclear Regulatory Commission (NRC) define the difference on the T_0 value obtained by testing compact tension specimens and bend specimens (as pre-cracked Charpy are) bias. The NRC do not approved any of the direct applications of the Master Curve the reactor pressure vessel integrity assessment until this bias will be quantified in a reliable way. The inclusion of the bias on the integrity assessment is done through a margin to be added

In this thesis the bias is demonstrated an quantified empirical and numerically and a generic value is suggested for reactor pressure vessel materials, so that it can be used as a margin to be added to the T_0 value obtained by testing the Charpy specimens included in the surveillance capsules

CONTENIDO

CAPITULO 1 - INTRODUCCION

| | |
|--|------|
| 1.1. LA VASIJA A PRESIÓN DEL REACTOR | 1-2 |
| 1.2. EVALUACION DE LA INTEGRIDAD ESTRUCTURAL DE LA VASIJA..... | 1-6 |
| 1.3. LA "MASTER CURVE" | 1-18 |
| 1.3.1. Efecto de la geometría de la probeta | 1-26 |
| 1.4. LA MECANICA DE FRACTURA DE DOS PARÁMETROS | 1-28 |
| 1.4.1. Introducción | 1-28 |
| 1.4.2. El efecto de la constricción..... | 1-34 |
| 1.4.3. Tensión-T | 1-37 |
| 1.4.4. Parámetro Q..... | 1-39 |
| 1.5. MODELOS MICROMECHANICOS DE FRACTURA POR CLIVAJE..... | 1-41 |
| 1.5.1. El modelo de Weibull..... | 1-42 |
| 1.5.2. Modelos de tensión crítica..... | 1-43 |

CAPITULO 2 - MATERIALES Y METODOS

| | |
|---|------|
| 2.1. MATERIALES | 2-2 |
| 2.1.1. Mecanizado | 2-4 |
| 2.2. METODOS | 2-13 |
| 2.2.1. Ensayos de impacto Charpy | 2-13 |
| 2.2.2. Ensayos de tenacidad de fractura | 2-15 |
| 2.2.3. Modelo numérico | 2-23 |

CAPITULO 3 - RESULTADOS

| | |
|--------------------------------------|-----|
| 3.1. ENSAYOS DE IMPACTO CHARPY | 3-1 |
|--------------------------------------|-----|

| | |
|---|------|
| 3.2. PROPIEDADES DE TRACCION | 3-4 |
| 3.3. ENSAYOS DE TENACIDAD DE FRACTURA..... | 3-6 |
| 3.3.1. Material JRQ..... | 3-7 |
| 3.3.2. Material JRQ Irradiado..... | 3-16 |
| 3.3.3. Material MVE | 3-19 |
| 3.3.4. Valores de T_0 | 3-23 |
| 3.4. FRACTOGRAFIA | 3-25 |
| 3.5. MODELIZACION POR ELEMENTOS FINITOS | 3-34 |
| 3.5.1. Material de referencia no irradiado: $n=10$, $E/\sigma_0 = 500$ | 3-34 |
| 3.5.2. Material de referencia irradiado: $n=20$, $E/\sigma_0=300$ | 3-42 |
| 3.5.3. Material JRQ..... | 3-46 |

CAPITULO 4 - DISCUSION

| | |
|--|------|
| 4.1. EFECTO DE LA GEOMETRIA DE LA PROBETA EN T_0 : ESTUDIO EXPERIMENTAL | 4-1 |
| 4.1.1. Efecto del espesor de la probeta..... | 4-4 |
| 4.1.2. Efecto de la geometría..... | 4-8 |
| 4.1.3. Valor del "bias" experimental | 4-11 |
| 4.2. EFECTO DE LA GEOMETRIA DE LA PROBETA EN T_0 : ESTUDIO COMPUTACIONAL | 4-23 |
| 4.2.1. Validez de la modelización por elementos finitos | 4-23 |
| 4.2.2. Tensión de referencia de plastificación confinada | 4-27 |
| 4.2.3. Efecto del material | 4-31 |
| 4.2.4. Efecto de la geometría de la probeta | 4-33 |
| 4.2.5. Valores de Q | 4-36 |
| 4.2.6. Relación entre Q y la tensión- T | 4-44 |
| 4.3. VALORES DEL "BIAS" OBTENIDOS | 4-48 |
| 4.3.1. Valor del "bias" experimental | 4-48 |
| 4.3.2. Valor del "bias" computacional | 4-49 |
| 4.3.3. Límite de deformación admisible para las probetas 0.4TSEB..... | 4-62 |

| | |
|---|------|
| 4.4. FRACTOGRAFIA | 4-66 |
| 4.5. APLICACION DE LA MASTER CURVE A LA EVALUACION DE LA INTEGRIDAD DE LA VASIJA 4-70 | |
| 4.5.1. Historia de la aplicación de la Master Curve en EE.UU | 4-75 |
| 4.5.2. Aplicación de los resultados de esta tesis al material JRQ irradiado..... | 4-86 |

CAPITULO 5 - CONCLUSIONES

| | |
|--|-----|
| 5.1. CONCLUSIONES..... | 5-4 |
| 5.2. RECOMENDACIONES PARA FUTURAS INVESTIGACIONES..... | 5-8 |

CAPITULO 6 - BIBLIOGRAFIA

CAPITULO 1 - INTRODUCCION

La problemática a tratar en esta tesis doctoral es el efecto de la geometría de las probetas en el valor de la tenacidad de fractura. Este tema tiene su importancia cuando se habla de la integridad estructural de la vasija a presión de un reactor nuclear, puesto que los últimos avances en mecánica de fractura apuntan la posibilidad de obtener valores de tenacidad de fractura mediante el ensayo de tenacidad de las probetas tipo Charpy irradiadas en las cápsulas de vigilancia. Pero existe un inconveniente en el uso de estas probetas, porque existen evidencias experimentales de que este tipo de geometría de probeta suministra valores de tenacidad de fractura mayores que los obtenidos mediante el ensayo de probetas clásicas como son las de tipo compacto. Estas diferencias se atribuyen a un diferente estado de constricción que depende de la geometría utilizada.

Desde el punto de vista de la seguridad, el análisis estructural de la vasija se realiza siempre utilizando valores conservativos, por lo que a los resultados de las probetas tipo Charpy, debe de aplicársele un margen de seguridad. Este margen de seguridad está experimentalmente demostrado pero no existe un consenso acerca de su valor. Uno de los principales objetivos de esta tesis es la de cuantificar este margen de seguridad.

A continuación se presenta un pequeño resumen del diseño y condiciones de operación de la vasija a presión del reactor, incluyendo los efectos de la irradiación neutrónica y los programas de vigilancia.

También se incluye ciertos conceptos básicos sobre la definición de la constricción, y nuevas teorías de mecánica de fractura como son la "Master Curve" y la mecánica de fractura bi-paramétrica, así como un pequeño resumen de los modelos micromecánicos de fractura.

1.1. LA VASIJA A PRESIÓN DEL REACTOR

En las centrales nucleares, la transformación del calor en energía eléctrica sigue el mismo principio que en las centrales de carbón, fuel o gas, con la diferencia de que el calor necesario para producir vapor se obtiene de las reacciones en cadena de la fisión del uranio.

La mayoría de las centrales nucleares del mundo, y todas las que operan en España, están equipadas con los llamados reactores de agua ligera. El agua se hace circular a través del reactor y recoge el calor liberado por los elementos combustibles. Además de los elementos combustibles, en el núcleo de un reactor de agua ligera existen las llamadas barras de control, mecanismos que pueden insertarse entre los elementos combustibles, permitiendo controlar el número de fisiones por unidad de tiempo y así controlar la reacción.

Básicamente, se distinguen dos tipos de reactores de agua ligera: el reactor de agua en ebullición y el reactor de agua a presión. En el reactor de agua en ebullición (BWR, "Boiling Water Reactor"), el agua, que circula por el núcleo del reactor, se calienta hasta que hierve y se transforma en vapor, que es conducido directamente a la turbina.

En el reactor de agua a presión (PWR, "Pressurized Water Reactor"), el agua está sometida a una presión más alta que en el reactor de agua en ebullición. Esta presión hace que, a pesar de alcanzar una temperatura superior a 300°C, el agua no hierva, manteniéndose en estado líquido. Esta agua caliente se envía hacia unos generadores de vapor, donde se obtendrá el vapor que se conducirá finalmente a la turbina.

El reactor se halla inserto en una vasija de acero de aproximadamente 25 cm de espesor, 12 m de alto, un diámetro interior de 5 m y unas 400 Tm de peso,

provista de una tapa que va embridada a la vasija en condiciones nominales de funcionamiento, y que puede retirarse de la misma para proceder a la recarga del combustible, ver Figura 1.1.

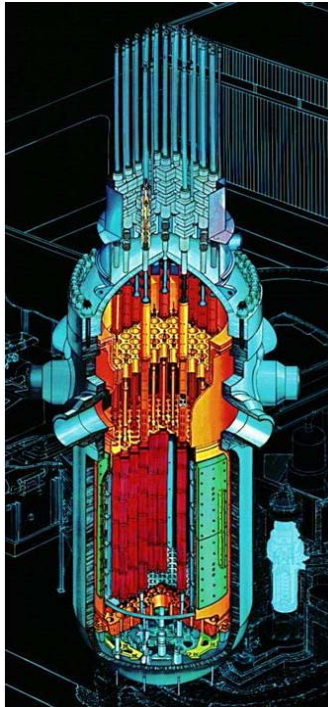


Figura 1.1.- Vasija a presión de un reactor tipo PWR

La presión de diseño de las vasijas PWR es de 17 MPa y la presión de operación es de 15 MPa. La temperatura de diseño es de 343°C mientras que la temperatura de operación se encuentra entre 280 y 325°C, Recibe una fluencia de neutrones de entre 5×10^{18} n/cm² hasta 3×10^{20} n/cm² al final de su vida.

En los reactores BWR, la temperatura de diseño de la vasija es alrededor de 302°C, operando entre de entre 280 y 288°C y una presión de diseño de 8 MPa. La fluencia neutrónica es menor que la de la vasija PWR, debido a que la

vasija tiene un diámetro mayor y existe más agua entre el núcleo y la pared de la vasija, atenuándose la fluencia neutrónica.

Existen básicamente dos métodos de fabricación, en el más antiguo se usaban placas laminadas y soldadas. Este tipo de vasijas tienen soldaduras tanto circunferenciales como longitudinales. Con el tiempo este método se mejoró y las vasijas más modernas están construidas con anillos forjados, con lo que no existen soldaduras longitudinales.

Los materiales utilizados para la fabricación de la vasija deben de ser adecuados para soportar las condiciones de operación arriba mencionadas. Los aceros ferríticos, que presentan una elevada resistencia combinada con una aceptable ductilidad, son los materiales seleccionados para la vasija. Los más comunes responden a las especificaciones ASTM A533 B1, A508 C3 y A302 Mod.

Este tipo de aceros presentan una transición característica desde un comportamiento frágil a bajas temperaturas, hasta un comportamiento dúctil a temperaturas más altas. En la Figura 1.2 se puede observar esta zona de transición con los tipos de fractura asociados. La fractura frágil ocurre sin deformación plástica apreciable y por propagación rápida de una grieta. En la mayoría de los materiales metálicos, la propagación frágil de una grieta se debe a la rotura sucesiva de enlaces atómicos a lo largo de los planos cristalográficos, proceso que se denomina descohesión o clivaje. Cuando la propagación de la grieta se produce a través de los bordes de grano la fractura se denomina intergranular. En el caso de la fractura dúctil, la propagación se produce por crecimiento y coalescencia de cavidades.

Bajo condiciones normales de operación, la vasija debe mantenerse en la zona de comportamiento dúctil, y las tensiones en la vasija deben ser

cuidadosamente controladas durante el calentamiento y enfriamiento para evitar una fractura frágil. Por lo tanto, es importante caracterizar la temperatura para la cual ocurre la transición dúctil-frágil. Esta zona de transición se observa en los ensayos de impacto Charpy y en los de tenacidad de fractura.

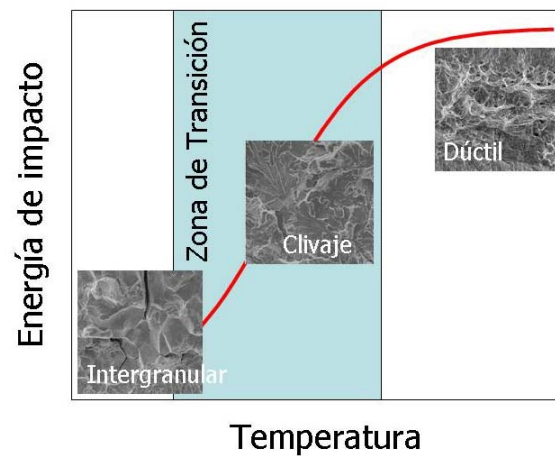


Figura 1.2.- Zona de transición de los materiales ferríticos

Una completa caracterización de la zona de transición requiere realizar ensayos a varias temperaturas. Hay que tener en cuenta que en esta zona la fractura dominante es la de clivaje que presenta una gran aleatoriedad intrínseca, por lo que la dispersión de los datos es importante lo que hace difícil establecer una definición única de la temperatura de transición.

Para los aceros de vasija los ensayos más comunes para la caracterización de la zona de transición son los de torre de caída y el ensayo de impacto Charpy. En los años 70 se definió el concepto de la RT_{NDT} como la temperatura de transición de los aceros de vasija, definida como la mayor temperatura entre:

- ✓ La NDT determinada en el ensayo de torre de caída, y

- ✓ 33°C por debajo de la temperatura mínima a la cual el menor valor de tres ensayos Charpy es al menos 68J.

El ensayo de torre de caída se encuentra recogido en la norma ASTM E-208 y consiste básicamente en dejar caer desde una cierta altura un peso sobre una probeta. La probeta se tiene un iniciador consistente en un pequeño cordón de soldadura de alta dureza al que se le efectúa un corte con sierra o con disco abrasivo. El ensayo, es altamente reproducible y requiere sólo entre 6 y 8 probetas para determinar la denominada Temperatura de Transición de Ductilidad Nula (*NDT* o "Nil Ductility Transition Temperature"). La temperatura *NDT* es la mayor temperatura a la cual la probeta rompe de manera frágil.

Para el ensayo Charpy, la temperatura de transición de los aceros de vasija se determina para una energía específica, comúnmente la mitad de la máxima energía absorbida ó también como la temperatura para la cual el porcentaje de fractura frágil es del 50. En el campo nuclear se define como la temperatura para la cual la energía absorbida es de 41 J.

1.2. EVALUACION DE LA INTEGRIDAD ESTRUCTURAL DE LA VASIJA

La evaluación de la integridad estructural de un componente en términos de mecánica de fractura significa que se admite la existencia de defectos o grietas en el material pero que la operación es segura mientras que el tamaño de estos defectos no alcance un valor crítico. La determinación del tamaño crítico del defecto se establece comparando el llamado factor de intensidad de tensiones, K , que incorpora tanto las condiciones de contorno como el modo de carga, la geometría del componente y el tamaño del defecto, con su valor

crítico, que se denomina tenacidad de fractura, K_{IG} , que es una propiedad del material.

El caso de la evaluación de la integridad estructural de la vasija a presión de reactores nucleares no es esencialmente diferente de la de otros componentes convencionales. La única gran diferencia es que el ambiente de operación de la vasija es muy agresivo, debido al bombardeo de neutrones procedentes del núcleo que provoca por un lado una alta fragilización del material [Steele, 1975] y por otro lado su activación radioactiva. Esta fragilización del material de la vasija debe ser cuantificada para así asegurar una operación segura de la planta, así para cada condición de operación se debe calcular el factor de intensidad de tensiones y la tenacidad de fractura del material en función de la fluencia recibida.

El daño por irradiación neutrónica puede ser entendido como un fenómeno multi-escala. Es decir, desde que incide un neutrón en la red cristalina de un metal y produce un defecto primario, hasta que las propiedades mecánicas del material se ven afectadas, la escala de tiempos va desde los pico-segundos a décadas y la dimensional desde el nivel atómico hasta el tamaño de la vasija, ver Figura 1.3

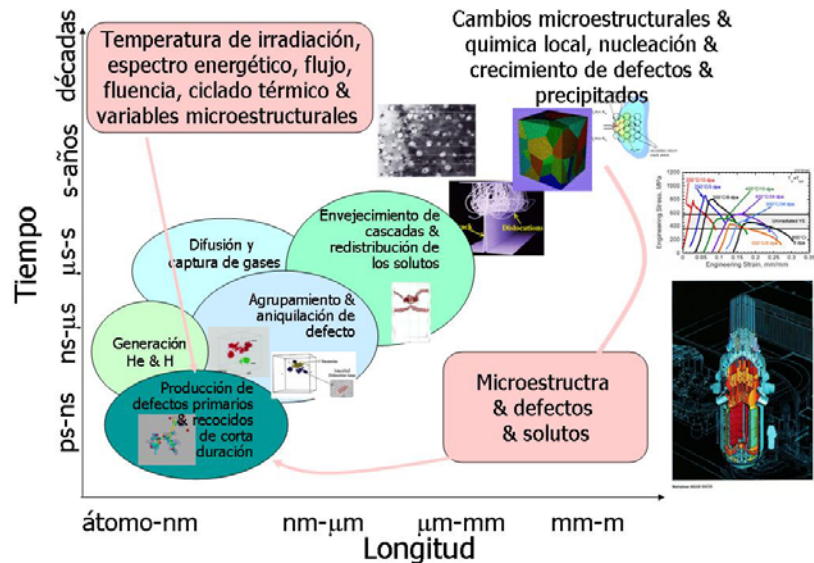


Figura 1.3.- Efecto de la irradiación en los materiales

Este proceso multi-escala hace que la fragilización por irradiación sea un proceso complicado, principalmente porque hay partes del proceso que no se pueden cuantificar.

A escala atómica, cuando un material metálico es bombardeado con neutrones se producen dos efectos. Por un lado interacciones inelásticas con el núcleo de los átomos que dan lugar a productos de transmutación y a la aparición de Helio e Hidrógeno en la estructura. Además se producen interacciones elásticas, en las que los neutrones incidentes transfieren energía a los átomos de la red cristalina a través de colisiones elásticas y los desplaza de su posición en la red.

A través de un proceso iterativo, se forma una cascada de desplazamientos, ver Figura 1.4. Cerca de un 10% de las vacantes e intersticiales que se forman inicialmente sobreviven a la evolución de la cascada y provocan: a) la formación de un defecto en la microestructura que la endurece; b) la

formación de huecos; c) la redistribución de elementos en la aleación por segregación inducida por irradiación y d) posibles transformaciones de fase.

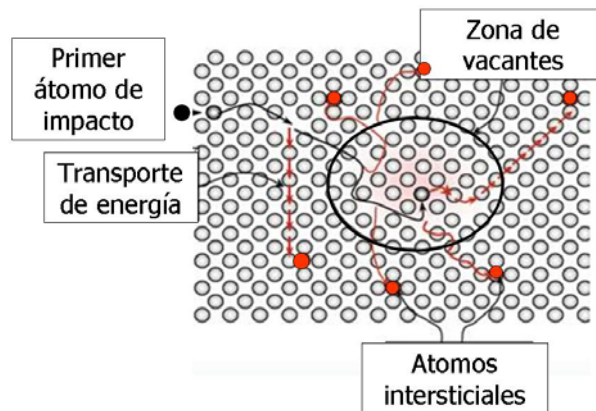


Figura 1.4.- Interacciones elásticas del neutrón incidente con la red cristalina

Todos estos efectos microestructurales para el material de la vasija se traducen en:

- ✓ Un endurecimiento de la matriz
- ✓ La formación de precipitados ricos en Cobre
- ✓ La segregación de elementos fragilizadores en el borde de grano

Los primeros dos mecanismos provocan una elevación del límite elástico del material, mientras que el tercer mecanismo produce un efecto fragilizante no-endurecedor. El daño de la matriz evoluciona durante la irradiación, encontrándose una dependencia clara con la raíz cuadrada de la fluencia neutrónica. La formación de precipitados ricos en cobre causa un endurecimiento que alcanza un valor de saturación, a partir del cual no evoluciona.

El endurecimiento del material produce a su vez un desplazamiento de la temperatura de transición dúctil frágil, que se puede explicar a través del diagrama de Ludwig-Davidenkov, ver Figura 1.5. Según este diagrama la fractura frágil ocurre cuando el límite elástico excede la tensión crítica de clivaje. En este punto de intersección es donde se define la temperatura de transición dúctil-frágil, *DBTT*. Como el endurecimiento por irradiación produce un aumento del límite elástico, si se asume que la tensión de fractura se ve poco afectada por la irradiación, entonces el aumento del límite elástico tiene que estar acompañado con el aumento de la *DBTT*.

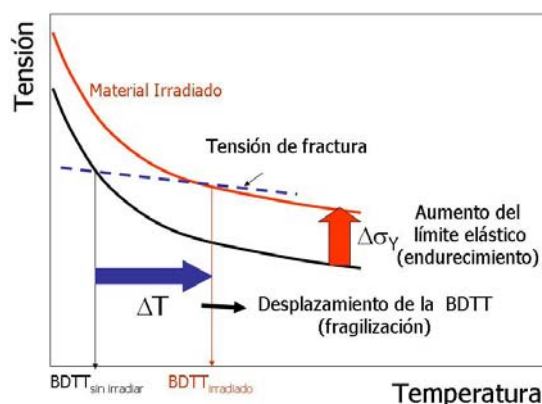


Figura 1.5.- Efecto de la irradiación: Diagrama de Ludwig-Davidenkov

Este desplazamiento de la temperatura de transición a temperaturas más altas significa que para el material irradiado la fractura frágil ocurre a temperaturas más elevadas que para el material sin irradiar.

Siguiendo el Código ASME y el 10CFR50, que conforman la normativa actual para el diseño y operación de las centrales nucleares españolas, se debe determinar la variación de la temperatura de transición del material de la vasija con la fluencia neutrónica, para asegurar la integridad de la vasija tanto en la operación normal de la planta como en condiciones de accidente dentro del marco de los llamados Programas de Vigilancia. Como ya se ha

mencionado anteriormente, para materiales de vasija la temperatura de transición utilizada es la de ductilidad nula o RT_{NDT} .

Las condiciones de operación normal de la vasija vienen dadas por las llamadas curvas de presión-temperatura que delimitan la ventana de operación de la vasija teniendo en cuenta la tenacidad de fractura del material y su evolución con la irradiación, pero además la mínima presión de la bomba del primario y otras consideraciones al margen de la irradiación.

Por otra parte, en el caso de un reactor de agua a presión, una pérdida de refrigerante, por una rotura de una tubería de primario, ocasionaría la entrada de agua fría en el reactor para evitar el fundido del núcleo. Esta caída de temperatura produce unos esfuerzos térmicos significativos en la pared de la vasija. Cuando la vasija está fragilizada, estos esfuerzos pueden ser suficientes para iniciar o propagar una grieta existente en la pared de la vasija. Este accidente se denomina choque térmico presurizado ("Pressurizer Thermal Shock", PTS) y todos los análisis de seguridad de las centrales nucleares van encaminados a evitarlo.

Estos dos tipos de análisis, es decir, el establecimiento de la ventana de operación de la vasija limitado por las curvas de presión y temperatura y el análisis de un PTS son primordiales para la operación segura de la planta y ambos se apoyan en la tenacidad de fractura del material más limitante de la vasija y en su evolución con la irradiación neutrónica.

El código ASME establece que para los materiales de vasija, tanto no irradiados como irradiados, la temperatura de transición se puede establecer a partir de la siguiente relación entre la tenacidad de fractura y la temperatura:

$$K_{IC} = 36.48 + 22.78 \exp(0.036(T - RT_{NDT})) \quad 1-1$$

Para el material no irradiado, el valor de la RT_{NDT} se establece experimentalmente a través de ensayos de impacto Charpy y de torre de caída.

Para determinar el valor de la tenacidad de fractura del material irradiado, se incluyen cápsulas de vigilancia en la vasija entre el núcleo y la pared. Estas cápsulas contienen probetas del material de la vasija, tanto de soldaduras como de zona afectada por el calor y material base, ver Figura 1.6.

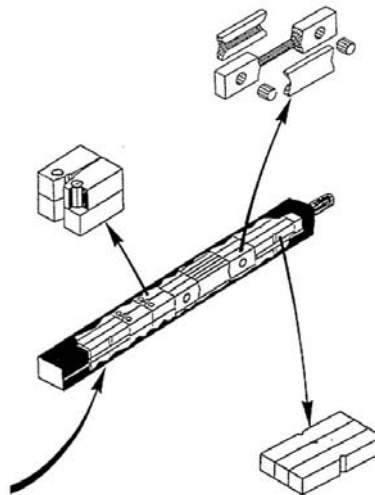


Figura 1.6: Cápsulas de vigilancia

Las cápsulas de vigilancia se extraen periódicamente con el objetivo de ensayar las probetas, lo que permite conocer con antelación el estado del material de la vasija, ya que las posiciones prefijadas de estas cápsulas dentro del núcleo están calculadas de forma que la dosis que reciben sea mayor que la de la pared de la vasija, en una proporción conocida (factor de adelanto). Las cápsulas incluyen probetas de tracción, de impacto Charpy, y en algunos

casos de tenacidad de fractura. Además incluyen la instrumentación necesaria para evaluar la fluencia neutrónica recibida y la temperatura.

Mediante el ensayo de las probetas de tracción de las cápsulas de vigilancia se determina la variación del límite elástico y de la resistencia del material debida a irradiación. Del ensayo de impacto de las probetas Charpy-V de las cápsulas de vigilancia se determina la energía de impacto desde el comportamiento frágil (bajas temperaturas) hasta el comportamiento dúctil (altas temperaturas). Comparando las curvas de energía de impacto-temperatura del material virgen y del irradiado, se calculan dos parámetros, ver Figura 1.7:

- ✓ Disminución de la energía de impacto dúctil ("Upper Shelf", ΔUSE)
- ✓ Desplazamiento de la temperatura de transición dúctil-frágil, determinada a partir de la diferencia de temperaturas para la cual la energía de impacto es de 41 J (para material virgen e irradiado), ΔT_{41J} .

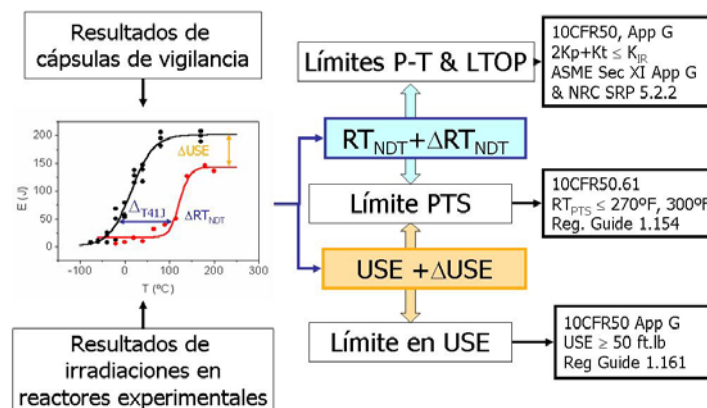


Figura 1.7.- Ensayo de las cápsulas de vigilancia

En la normativa 10CFR50 se incluye la estimación del valor de la RT_{NDT} para el material irradiado, ART de la forma:

$$ART = RT_{NDT(U)} + \Delta RT_{NDT} + \text{Margen} \quad 1-2$$

Donde: ART es la temperatura de referencia ajustada teniendo en cuenta los efectos de la irradiación; $RT_{NDT(U)}$ es la temperatura de referencia de ductilidad nula del material sin irradiar que se calcula según Código ASME Sección III Párrafo NB-2331; ΔRT_{NDT} es igual a ΔT_{41J} determinado a partir del ensayo de impacto; Margen se calcula según la expresión: $2\sqrt{\sigma_I^2 + \sigma_{\Delta}^2}$ siendo σ_I la desviación estándar del valor $RT_{NDT(U)}$ y σ_{Δ} la desviación estándar de ΔRT_{NDT} .

Cuando no existen cápsulas de vigilancia, o sus resultados no son creíbles, el valor de ΔRT_{NDT} se puede estimar siguiendo la Guía Reguladora de la "Nuclear Regulatory Comisión" 1.99 [R.G. 1.99]. En esta guía se incluye la variación de la temperatura de transición con la fluencia neutrónica teniendo en cuenta solamente el contenido en cobre y níquel del material. Así como puede verse en la Figura 1.8, para un mismo contenido en cobre el efecto del níquel no es muy apreciable, sin embargo cuando aumenta la concentración en cobre la fragilización es muy significativa. En esta gráfica se puede observar la gran importancia que tienen las impurezas en la fragilización del material.

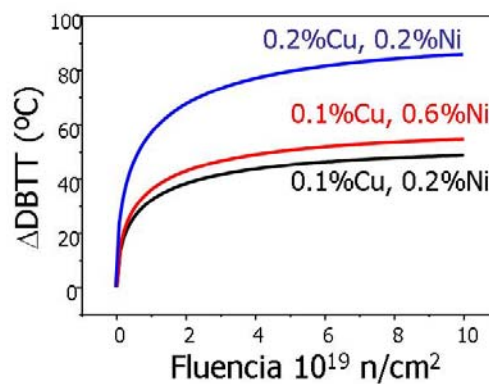


Figura 1.8.- Efecto de la irradiación en la temperatura de transición (R.G. 1.99)

Los valores de RT_{NDT} y USE deben de cumplir ciertos requisitos limitantes de la operación de la vasija:

- ✓ Los límites de operación de presión y temperatura
- ✓ La evaluación del choque térmico presurizado
- ✓ La evaluación del USE

Las curvas de arranque y parada de la central deben de recalcularse teniendo en cuenta el desplazamiento de la RT_{NDT} del material más limitante de la vasija. Las ecuaciones de cálculo de las curvas P-T están definidas en el Código ASME Sección XI Apéndice G, y son las siguientes:

$$SF * K_{Im} + K_{It} \prec K_{IC} \quad 1-3$$

Donde: K_{Im} es el factor de intensidad de tensiones causado por la presión de membrana; K_{It} es el factor de intensidad de tensiones debido a los gradientes de temperatura a lo largo del espesor de la vasija; SF es un factor de seguridad que es igual a 2 para la operación crítica y de 1,5 en condiciones de ensayos de fugas o hidrostáticos y K_{IC} es la tenacidad de fractura, indexada a RT_{NDT} para el material más limitante

El defecto postulado incluido en el código ASME consiste en un defecto superficial perpendicular a la dirección de máxima tensión, con una profundidad de $\frac{1}{4}t$ donde t es el espesor de la pared de la vasija. La forma se supone semi-elíptica con una longitud seis veces mayor que la profundidad, ver Figura 1.9

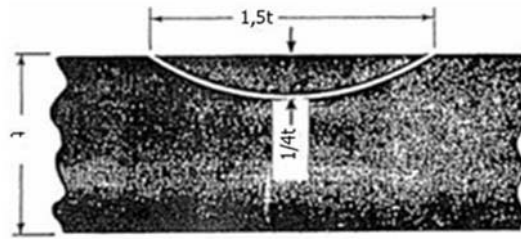


Figura 1.9.- Defecto postulado en la pared de la vasija

Para diversos tiempos durante el enfriamiento se determina el valor de K_{IC} a la temperatura de la punta de un defecto postulado y teniendo en cuenta el valor de la temperatura de transición ajustada por la irradiación ART .

Para el cálculo del factor de intensidad de tensiones térmico, existen diversos métodos. Siguiendo el código ASME, el K_{It} debido a un gradiente térmico radial en un defecto postulado es:

$$K_{It} = 0,953 \times 10^{-3} (CR)t^{2,5} \quad 1-4$$

Donde CR es la velocidad de enfriamiento ($^{\circ}F/h$) y t es el espesor de la vasija

Una vez determinados el valor de K_{IC} y K_{It} se calcula el valor de K_{Im} a partir de la ecuación 1.3. Una vez determinado K_{Im} la presión admisible viene dada por:

$$P_{\text{admisible}} = \frac{K_{Im}t}{M_m R} \quad 1-5$$

Donde t es el espesor de la pared de la vasija, M_m es un factor de corrección y R es el radio interior de la vasija.

Así se van determinando los pares de temperatura-presión que determinan la operación de la vasija. Un esquema de las curvas de operación puede verse en la Figura 1.10. Como puede verse en esta figura, las curvas P-T deben ser

ajustadas teniendo en cuenta los efectos de la radiación en el material de la vasija.

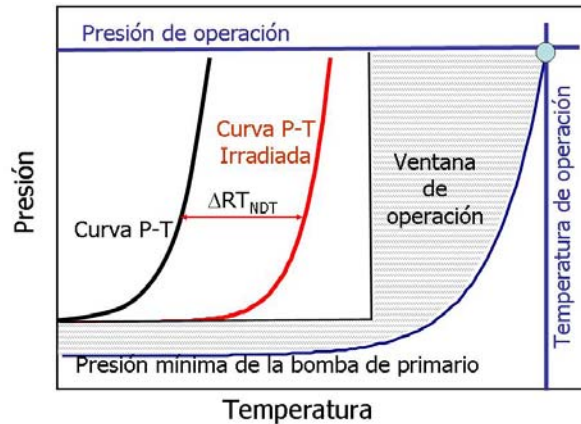


Figura 1.10.- Curvas de operación del circuito primario

Otro de los requisitos a cumplir es el del criterio de Choque Térmico Presurizado ("Pressurizer Termal Shock", PTS) que está caracterizado por un descenso significativo de la temperatura de la pared de la vasija. Esta alta sollicitación térmica unida con la alta presión de operación, pueden iniciar la propagación de un pequeño defecto postulado en la zona del "beltline" que es la zona de la vasija que rodea el núcleo activo.

En 1985, la NRC editó la normativa 10CFR50.61 en donde establece el criterio limitante para la temperatura de transición RT_{PTS} de reactores PWR. Este criterio establece las temperaturas RT_{PTS} máximas para final de vida de operación, que son de 270°C para soldaduras axiales y de 300°C para soldaduras circunferenciales.

Para determinar la ART a final de vida es necesario realizar una proyección en fluencia de los resultados de las cápsulas de vigilancia, puesto que normalmente están irradiadas a distinta fluencia de la de final de vida. Las

proyecciones en fluencia se realizan siguiendo la Regulatory Guide 1.99, a partir de los resultados de todas las cápsulas de vigilancia ensayadas.

En el caso del *USE*, la 10CFR50 requiere que el valor de *USE* no sea menor de 50 ft.lb. De nuevo la RG 1.99 incluye una proyección en fluencia del valor de *USE*. Si se prevé que a final de vida no se va a cumplir este requisito, es necesario realizar un análisis de mecánica de fractura para demostrar un margen de seguridad

1.3. LA "MASTER CURVE"

El cálculo de la temperatura de transición para el material irradiado supone que la variación de la tenacidad de fractura con la fluencia neutrónica es la misma que la sufrida por la energía de impacto Charpy en términos de temperatura de transición, ver Figura 1.11. Es decir, la determinación de la tenacidad de fractura del material irradiado se realiza indirectamente a través del ensayo de impacto Charpy.

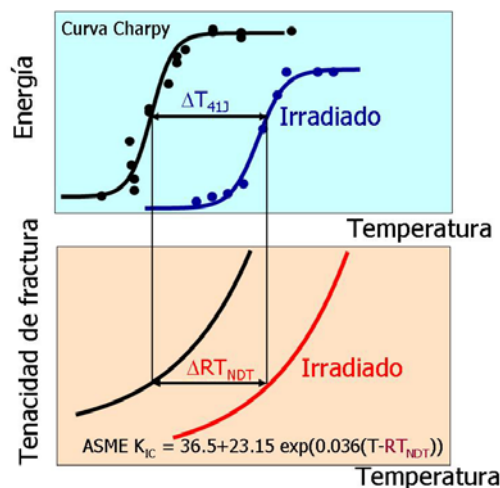


Figura 1.11.- Efecto de la irradiación en la tenacidad de fractura [10CFR50]

Este método de evaluación de la tenacidad de fractura del material irradiado no es correcto conceptualmente, debido a que se relacionan dos propiedades del material de naturaleza diferente, es decir, se relaciona la variación de la curva de tenacidad de fractura estática, K_{IC} con la variación de la curva de impacto de carácter dinámico, a través del ΔT_{41J} .

Además el concepto de la RT_{NDT} se desarrolló en los años 70, cuando un grupo de trabajo incluido en el PVRC ("Pressure Vessel Research Council") recopiló los resultados de tenacidad de fractura de materiales de vasija en la zona de transición existentes y los indexaron al valor de la temperatura de transición RT_{NDT} [Marston, 1978]. Recordemos que el valor de la RT_{NDT} se obtiene con una combinación de ensayos de impacto y de torre de caída, no a través de ensayos de tenacidad de fractura. De esta forma la variación de la tenacidad de fractura con la temperatura, ecuación 1.1, se estableció de forma conservativa como el límite inferior de estos datos, ver Figura 1.12. Este concepto ha prevalecido durante más de 30 años.

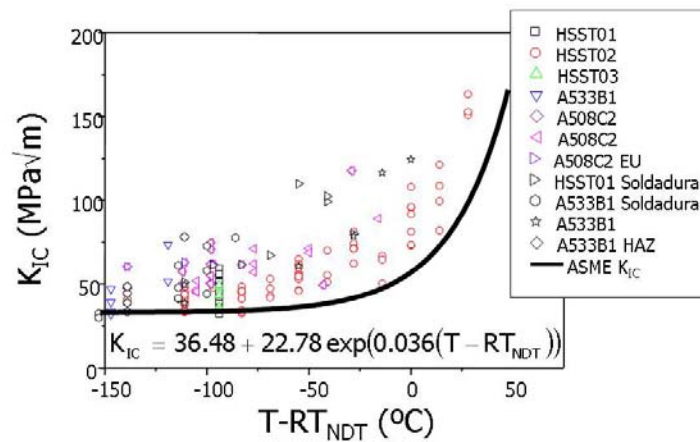


Figura 1.12.- Curva ASME de tenacidad de fractura indexada a RT_{NDT} .

La metodología de los programas de vigilancia, basada en la normativa tradicional, ha sido mejorada durante los últimos años ante la posibilidad de

que las centrales nucleares puedan operar más allá de su vida inicial de diseño. Así en los programas de gestión de vida de las centrales se considera la posibilidad de aplicar nuevas técnicas de ensayo que permitan utilizar probetas pequeñas, puesto que el material irradiado es escaso, y obtener la máxima información posible sobre las características mecánicas del material.

Una de las mejoras más significativas es la posibilidad de aplicar el concepto de la "Master Curve" desarrollado por Wallin [Wallin, 1984 y Wallin, 1985]. Este concepto engloba nuevos métodos estadísticos y una mejora del entendimiento de los ensayos de tenacidad de fractura elasto-plástica para definir la variación de la tenacidad de fractura con la temperatura en la zona de transición, utilizando únicamente datos de ensayos de tenacidad de fractura. De esta forma se elimina la incertidumbre asociada a la hipótesis empírica implícita en la definición de la RT_{NDT} . Además, la "Master Curve" explica la dispersión de los resultados de tenacidad de fractura en la zona de transición y el efecto del tamaño de la probeta. Consecuentemente, la definición de la temperatura de transición de un material puede ser mejorada realizando un análisis estadístico de datos de tenacidad de fractura para determinar una temperatura de transición característica denominada T_0 . Las claves de esta metodología son las siguientes:

- ✓ La dispersión de los resultados de tenacidad de fractura en la zona de transición se atribuye a la distribución aleatoria en la microestructura del material de las partículas promotoras de clivaje. Para ajustar esta dispersión se utiliza una distribución de Weibull de tres parámetros.
- ✓ El efecto del espesor en la tenacidad de fractura se puede analizar siguiendo la teoría del eslabón más débil. Los modelos basados en esta teoría suponen que probabilidad de fractura es igual a la probabilidad

de encontrar una partícula delante de la grieta capaz de iniciar el clivaje. La aplicación de estos modelos permite convertir los valores de la tenacidad de fractura obtenidos mediante el ensayo de probetas de un espesor dado a valores correspondientes a otro espesor diferente.

- ✓ Es posible observar que la mayoría de los aceros ferríticos tienden a conformar una curva universal de tenacidad de fractura respecto a la temperatura para probetas de 1 pulgada de espesor.

Uno de los primeros tratamientos estadísticos de la dispersión de los resultados de tenacidad de fractura fue propuesto por Landes y Shaffer [Landes, 1980], cuando fueron capaces de demostrar que la dispersión observada de un acero típico de rotores de turbina podía ser descrita por un modelo de Weibull de 2 parámetros:

$$P_f = 1 - \exp \left[- \left(\frac{J_C}{\theta} \right)^b \right] \quad 1-6$$

Donde J_C es la tenacidad de fractura, P_f es la probabilidad acumulada de fractura para un valor de J_C , θ es un parámetro de escala, en concreto el nivel de J_C para el 63.2% de probabilidad de fallo y b es la pendiente de Weibull.

Este trabajo también incluía un cuidadoso análisis fractográfico, en el que se ponía de manifiesto la existencia de partículas promotoras de la fractura y una relación entre la situación de estas partículas y los valores de J_C . Los autores concluyeron que la dispersión de los datos se debía a un fenómeno de eslabón más débil y por lo tanto susceptible de analizar estadísticamente.

Estas primeras observaciones son la base de los extensivos trabajos de Wallin en el desarrollo de una versión ingenieril de los conceptos de la dispersión y

del efecto del tamaño. Así establece que la tenacidad de fractura K_{JG} sigue una distribución de Weibull de tres parámetros cuando la fractura está controlada por la teoría del eslabón más débil [Wallin, 1984]:

$$P_f = 1 - \exp\left(-\frac{B}{B_0} \left(\frac{K_{JC} - K_{min}}{K_0 - K_{min}}\right)^b\right) \quad 1-7$$

Donde: P_f es la probabilidad acumulada de fractura para un valor de K_{JG} ; K_{JC} es la tenacidad de fractura; K_{min} es un valor umbral mínimo de tenacidad; K_0 es el valor correspondiente al 63,2 % de probabilidad; b es la pendiente de la distribución; B_0 es un espesor de referencia y B es el espesor de la probeta

Para solventar el efecto del espesor en la tenacidad de fractura basta con igualar la probabilidad de fallo para dos probetas, una de espesor B_I y otra con el espesor de referencia B_0 con lo que la corrección de tamaño viene dada por:

$$K_{JC0} = K_{min} + (K_{JC1} - K_{min}) \left(\frac{B_1}{B_0}\right)^{1/4} \quad 1-8$$

Donde K_{JC0} sería la tenacidad de fractura correspondiente al espesor de referencia B_0 , obtenida a partir de la tenacidad de fractura K_{JC1} determinada ensayando una probeta de espesor B_I , distinto al de referencia.

Por lo tanto se pueden transformar valores de tenacidad de fractura obtenidos mediante el ensayo de probetas de espesor distinto al de referencia. El espesor de referencia utilizado por Wallin y por lo tanto, el del concepto de la "Master Curve" es de 1 pulgada (25.4 mm). Wallin, después de realizar análisis de Weibull de numerosos resultados de tenacidad de fractura concluye que para probetas de espesor 1", igual al espesor de referencia, la pendiente de Weibull b es igual a 4 y que el valor mínimo de tenacidad de fractura K_{min} es igual a 20 MPa√m [Wallin, 1984]

Por lo tanto, la probabilidad de fallo de probetas 1T viene dada por:

$$P = 1 - \exp\left(-\left(\frac{K_{JC} - 20}{K_0 - 20}\right)^4\right) \quad 1-9$$

Con lo que el único parámetro a determinar es K_0 .

Wallin establece experimentalmente que la dependencia de K_0 con la temperatura de los aceros ferríticos sigue una ley que es independiente del tipo de material, con la única variación en una translación en el eje de temperaturas [Wallin, 1991]. Esta dependencia con la temperatura para probetas de espesor de referencia, viene dada por:

$$K_0 = 31 + 77 \exp(0.019(T - T_0)) \quad 1-10$$

Donde T_0 se define como la temperatura para la cual la mediana de la tenacidad de fractura para una probeta de espesor 1" es igual a 100 MPa√m.

La mediana de la distribución de Weibull, es decir el valor correspondiente al 50% de probabilidad viene dado por:

$$K_{JC(\text{med})} = (\ln 2)^{1/b} (K_0 - K_{\min}) + K_{\min} \quad 1-11$$

Para $b=4$ y $K_{\min} = 20$, la dependencia de $K_{JC(\text{med})}$ con la temperatura, viene dada por:

$$K_{JC(\text{med})} = 30 + 70 \exp(0.019(T - T_0)) \quad 1-12$$

Por lo tanto, una vez determinado el valor de T_0 mediante el análisis estadístico de los resultados de tenacidad de fractura se puede caracterizar la tenacidad de fractura en la zona de transición frágil-dúctil, en donde la

fractura es por clivaje, mediante una curva única, determinada por la ecuación 1-12. En la Figura 1.13 se representan datos de tenacidad de fractura en la zona de transición de una gran variedad de aceros ferríticos, demostrando el excelente acuerdo de la Master Curve con los resultados experimentales [EricssonKirk 2006]. En estas figuras también se incluyen las bandas de confianza de la Master Curve del 95% y el 5% definidas por:

$$K_{JC(0.05)} = 25.4 + 37.8 \exp [0.019 (T - T_0)] \quad 1-13$$

$$K_{JC(0.95)} = 34.6 + 102.2 \exp [0.019 (T - T_0)]$$

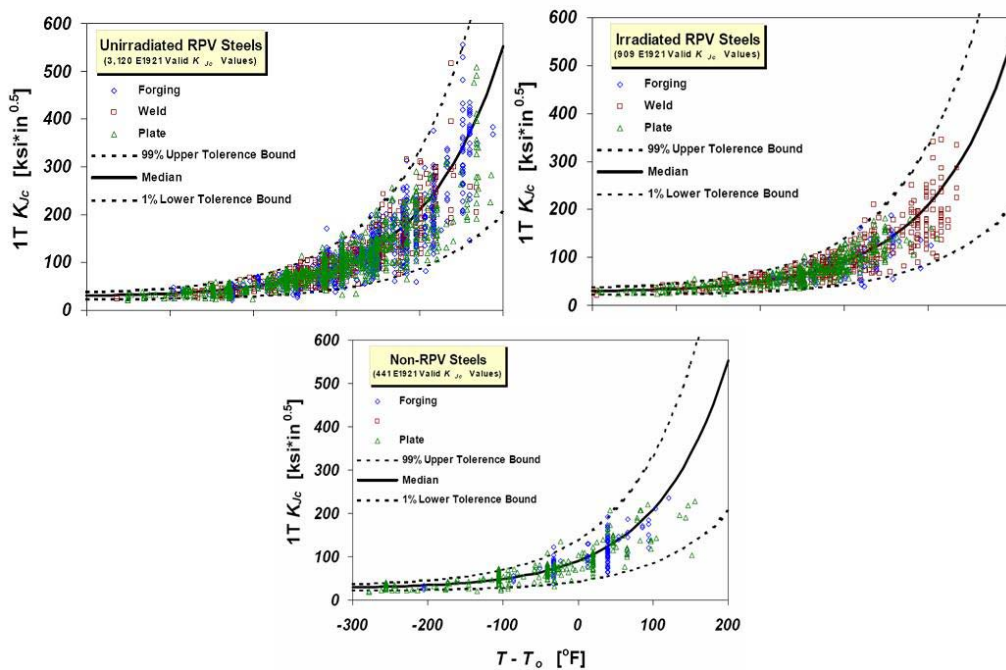


Figura 1.13.- "Master Curve" para diversos materiales [EricssonKirk 2006]

La principal ventaja en la aplicación de la "Master Curve" es que sólo sería necesario realizar ensayos de tenacidad de fractura a una temperatura, dentro de la zona de transición, para determinar la llamada temperatura de

referencia T_0 a través de un análisis estadístico. Esta temperatura de referencia es una propiedad del material y permite conocer la variación de la tenacidad de fractura con la temperatura. La ecuación 1-12 es similar a la 1-1 en el sentido de que la tenacidad de fractura está indexada a un solo parámetro, T_0 y RT_{NDT} respectivamente, pero T_0 es un valor más realista puesto que se obtiene mediante ensayos de tenacidad de fractura, mientras que los ensayos para obtener RT_{NDT} no tienen relación con dicha propiedad.

La determinación experimental de la temperatura de referencia T_0 se encuentra recogida en la norma E1921 de la "American Society for Testing and Materials".

Así se abre la posibilidad de obtener valores reales de tenacidad de fractura del material de vasija irradiado mediante ensayos de flexión en tres puntos de las probetas Charpy pre-agrietadas, incluidas en las cápsulas de vigilancia, y aplicando una corrección de tamaño al valor de la tenacidad de fractura obtenido.

Un grupo de trabajo incluido en el PVRC ("Pressure Vessel Research Council") está evaluando la potencial aplicación de la "Master Curve" como alternativa a la metodología de ASME para evaluar la integridad estructural de la vasija [Server, 1998]. Como objetivo a corto plazo se ha desarrollado un método alternativo utilizando T_0 como parámetro de indexación de la curva de tenacidad de fractura en vez de RT_{NDT} . Este nuevo parámetro se denomina RT_{T0} y está definido como:

$$RT_{T0} = T_0 + 35 \text{ }^{\circ}\text{F} \quad 1-14$$

Esto significa que la curva de tenacidad de fractura de referencia de ASME tendría la forma:

$$K_{IC} = 36.48 + 22.78 \exp(0.036(T - RT_{T0})) \quad 1-15$$

Actualmente el concepto de la "Master Curve" está parcialmente incluido en el Código ASME como dos "Code Case", el N-631 y el N-629, en el que se permite la posibilidad de utilizar datos de tenacidad de fractura como alternativa a los requisitos de párrafo NB-2300 para establecer la temperatura de referencia basada en la tenacidad de fractura RT_{T0} .

Siguiendo estos "Code Case", la temperatura de referencia RT_{T0} puede ser usada como una temperatura de referencia alternativa para las curvas K_{IR} , K_{IC} y K_{Ia} del código ASME Apéndice G Sección III y Apéndices A y G de la Sección XI

1.3.1. Efecto de la geometría de la probeta

La validación de la "Master Curve", obtenida principalmente con probetas tipo charpy pre-agrietadas, como son las incluidas en las cápsulas de vigilancia, ha sido realizada exhaustivamente en los últimos años por la comunidad internacional [Brumovsky 2002, Lott 2004, Server 2005, Sattari-Far 2005]. Actualmente existe un consenso sobre su validez al menos para valores moderados de fragilización, como son los esperados en las vasijas de los reactores PWR y BWR y su metodología está incluida en una norma ASTM E1921.

Sin embargo, en los proyectos de investigación dirigidos a la validación de la "Master Curve" se han puesto de manifiesto ciertos puntos débiles que no favorecen a su inclusión en los códigos actuales de diseño y operación de las centrales nucleares. Uno de estos puntos débiles es el efecto de la geometría de probeta en el valor de T_0 , en concreto, las probetas de flexión en tres

puntos, como las Charpy pre-agrietadas, suministran un valor de T_0 menor que las probetas de tipo compacto.

Esta diferencia es importante en el caso de la evaluación de la integridad estructural de la vasija en términos de la "Master Curve", puesto que en las cápsulas de vigilancia las probetas mas comunes son las de flexión tipo Charpy, y si se determina el valor de T_0 con estas probetas, el resultado puede ser no conservativo.

La diferencia en el valor de T_0 obtenido mediante el ensayo de probetas compacta y las probetas de flexión se denomina en la nomenclatura americana "bias". La NRC ha bloqueado todos los intentos de aplicación de la "Master Curve" hasta que no se aclare y cuantifique el valor del "bias".

La existencia del "bias" ha sido puesta de manifiesto experimentalmente por numerosos autores [Wallin 2001, Lucon 2000, Tregoning 2000, Lee 1999, Joyce 2001, Chaouadi 2000] y se achaca a una pérdida de la constricción en el fondo de grieta de las probetas de flexión debido a un diferente tipo de aplicación de la carga. Existen varios estudios analíticos de la evolución del nivel de constricción de las diferentes probetas [Scibetta 2000, Ruggieri 1998, Petti 2003, Nevalainen 1996] que predicen su efecto sobre la tenacidad de fractura. Estos análisis se basan en la determinación de diferentes parámetros de constricción, definidos en la mecánica de fractura de dos parámetros que se explica a continuación.

1.4. LA MECANICA DE FRACTURA DE DOS PARÁMETROS

La transferencia de la tenacidad de fractura entre las probetas del laboratorio y el componente en estudio depende de la similitud del campo tensional en el fondo de grieta. Esta similitud se puede describir generalmente mediante un parámetro de fractura, estableciendo que la fractura ocurrirá cuando este parámetro alcance un valor crítico. Este criterio básico de fractura es únicamente válido en condiciones de deformación plana, es decir para un alto nivel de constricción. Sin embargo, existen ciertas configuraciones para las cuales se relaja la constricción y un único parámetro de fractura no es suficiente para caracterizar el campo tensional de fondo de grieta y es necesario la definición de un segundo parámetro.

1.4.1. Introducción

Los conceptos clásicos de mecánica de fractura se basan en la definición de un único parámetro de fractura que describe el estado tensional en el fondo de grieta [Anderson 1995]. El origen de la existencia de diferentes parámetros, G , K , J , COD , es en cierto modo cronológico y depende del comportamiento del material.

Básicamente existen dos alternativas para el análisis de fractura: el uso del factor de intensidad de tensiones y el criterio energético. Estas dos aproximaciones están interrelacionadas y son equivalentes para ciertas circunstancias. El criterio energético está basado en la teoría de Griffith [Griffith, 1920] que establece que la fractura ocurrirá cuando la energía liberada por el crecimiento de la grieta sea suficiente para suministrar la energía requerida para crear nuevas superficies de fractura. Este criterio energético es una medida de la energía requerida para crear una nueva

superficie de fractura y el parámetro crítico se refiere normalmente a la energía de fractura o tasa de liberación de energía, G_c .

El criterio del factor de intensidad de tensiones está basado en los trabajos de Irwin [Irwin, 1957]. Irwin utilizó la solución del campo tensional en el fondo de una grieta aguda de Westergaard [Westergaard 1939] para demostrar que la tensión y el desplazamiento cerca de la punta de la grieta pueden ser descritos por un parámetro único relacionado con la tasa de liberación de energía. Irwin denominó a la constante de proporcionalidad como factor de intensidad de tensiones K . Este valor depende del modo de aplicación de carga. Existen tres modos básicos de carga a los que se puede someter a una grieta, tal y como puede verse en la Figura 1.14. El modo I o modo de abertura, el modo II o modo de deslizamiento y el modo III o modo de desgarre.

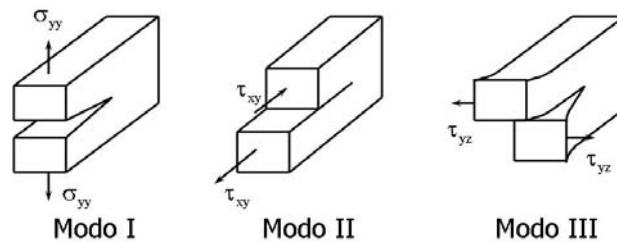


Figura 1.14: Modos de carga aplicados a una grieta

La expresión de tensiones en la punta de la grieta puede simplificarse de la forma, ver Figura 1.15:

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \quad 1-16$$

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right]$$

Siendo K_I el factor de intensidad de tensiones en modo I. El valor de K_I depende únicamente de las condiciones de contorno, es decir, de la tensión aplicada y de la geometría de la probeta. Para un punto determinado, las tensiones y los desplazamientos vienen determinados por el valor de K_I . La dependencia del campo tensional con $1/\sqrt{r}$ introduce una singularidad, cuyo origen es debido a la hipótesis de que la grieta debe mantenerse siempre con un ángulo de curvatura igual a 0 en la punta.

El criterio de fractura se establece cuando el factor de intensidad de tensiones en modo I en condiciones de deformación plana, alcanza un valor crítico K_{IC} denominado tenacidad de fractura que es una propiedad del material.

La concentración de tensiones en el fondo de grieta provoca un aumento de la tensión local hasta alcanzar el límite elástico y se forma una zona plastificada. El tamaño de esta zona es importante puesto que cuanto mayor sea la zona plastificada del fondo de grieta, mayor será la resistencia a la fractura. Sin embargo, el proceso de fractura ocurre en una zona extremadamente pequeña justo delante de la punta de la grieta, denominada zona de proceso de fractura. Además, el área fuera de la zona plástica, se conoce como zona de dominio de K en donde el valor de las tensiones y deformaciones se pueden escalar con el valor de K (ecuaciones 1-16). Los parámetros K y G conforman la mecánica de fractura elástico lineal (MFEL)

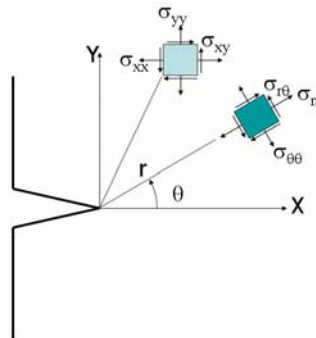


Figura 1.15: Definición de las coordenadas en la punta de grieta

La MFEL funciona bien siempre y cuando la zona plástica sea pequeña comparada con el tamaño de grieta. Sin embargo, en numerosas situaciones la influencia de la plastificación en fondo de grieta es importante, por ejemplo:

- ✓ Para obtener valores de tenacidad de fractura en ensayos de laboratorio, se prefiere el uso de probetas de pequeño tamaño por conveniencia y coste. Sin embargo para obtener valores válidos de K_{IC} de materiales de alta tenacidad o bajo límite elástico las normas de ensayo requieren tamaños muy grandes para mantener un estado de deformación plana.
- ✓ En componentes reales puede existir una plastificación significativa, con lo que la MFEL no es aplicable.

Estas observaciones dieron lugar al desarrollo de la mecánica de fractura elasto-plástica MFEP cuyos parámetros de fractura son el desplazamiento de apertura de punta de grieta ("Crack tip opening displacement", *CTOD*) y la integral J . El parámetro *CTOD* se utilizó para caracterizar la fractura de materiales dúctiles hasta que Rice [Rice, 1968a] introdujo el parámetro de la *integral J* para caracterizar el comportamiento no lineal del material en el fondo de grieta. Idealizando la deformación elasto-plástica como elástica no-

lineal, Rice fue capaz de generalizar el concepto de la tasa de liberación de energía para materiales no lineales. Demostró que esta tasa de liberación de energía no lineal puede expresarse como una integral de contorno independiente del camino, denominada *integral J*. La *integral J* se define como:

$$J = \int_{\Gamma} (W dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds) \quad 1-17$$

Donde W es la densidad de energía de deformación, T_i son las componentes de las tensiones que actúan sobre el contorno Γ y u_i las componentes del vector de desplazamientos, ver Figura 1.16

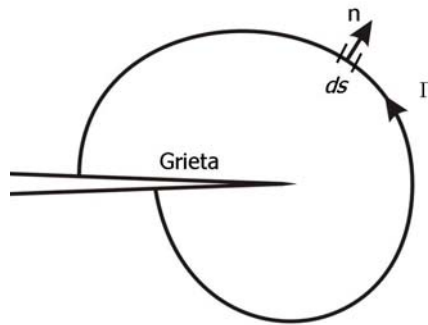


Figura 1.16.- Contorno de integración para la definición de la Integral-J

Hutchinson [Hutchinson, 1968] y Rice y Rosenberg [Rice, 1968b], demostraron independientemente que J caracteriza las condiciones del fondo de grieta para materiales elástico no-lineales. Asumieron que existía una relación entre la tensión y deformación del tipo Ramberg-Osgood:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad 1-18$$

Donde σ_0 es una tensión de referencia, generalmente el límite elástico, $\varepsilon_0 = \sigma_0/E$, α es una constante adimensional y n es el exponente de endurecimiento. Hutchinson, Rice y Rosenberg mostraron que para que la *integral J* se mantuviera independiente del camino de integración, los campos locales de tensión y deformación debían variar con $1/r$ en la zona del fondo de la grieta. Para distancias muy cercanas a la punta de la grieta, dentro de la zona plástica, las deformaciones elásticas son pequeñas en comparación con la deformación total, y la relación entre la tensión y la deformación se reduce a una simple potencial. Estas condiciones dan lugar a una variación de la tensión y la deformación de forma:

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{1}{1+n}} \tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta)$$

1-19

$$\varepsilon_{ij} = \frac{\alpha \sigma_0}{E} \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{n}{1+n}} \tilde{\varepsilon}_{ij}(n, \theta)$$

Donde I_n es una constante de integración que depende de n , y $\tilde{\sigma}_{ij}$ y $\tilde{\varepsilon}_{ij}$ son funciones adimensionales de n y θ . Estos parámetros también dependen del estado tensional, deformación plana o tensión plana. Las ecuaciones 1-19 se conocen como la singularidad HRR.

La *integral-J* define la amplitud de la singularidad HRR así como el factor de intensidad de tensiones caracteriza la amplitud en la singularidad elástico lineal. Por lo tanto J describe las condiciones en la zona plástica.

McMeeking y Parks [McMeeking, 1977] realizaron un análisis detallado de elementos finitos que confirma que la solución HRR domina los campos reales del fondo de grieta cuando la deformación finita es insignificante. Bajo

condiciones de dominio de J , la *integral-J* controla la fractura de materiales elasto-plásticos.

1.4.2. El efecto de la constricción

El criterio de fractura formulado a partir del factor de intensidad de tensiones o de la *integral J* se basa en la hipótesis de semejanza. El principio de semejanza permite trasladar los resultados obtenidos con probetas de laboratorio al componente y para ello se debe de cumplir que los campos locales de tensiones y deformaciones sean análogos. Una condición necesaria para este principio es que se cumplan las condiciones de deformación plana y la plastificación en el fondo de la grieta esté confinada a una zona pequeña, (small scale yielding, SSY).

Sin embargo, existen algunas configuraciones en las que este principio de semejanza no se cumple, obteniéndose mediante el ensayo de probetas de laboratorio valores de tenacidad de fractura dependientes de la geometría o del tipo de sollicitación. Estas diferencias entre los valores de tenacidad de fractura están asociadas a un distinto nivel de constricción en el fondo de la grieta. Recordemos que un estado de deformación plana, o lo que es lo mismo, un estado de tensiones triaxial, implícito en la definición de la tenacidad de fractura, está asociado a un alto nivel de constricción, puesto que no está permitida la deformación en una dirección. A medida que la plastificación en el fondo de la grieta aumenta, la triaxialidad de tensiones comienza a perderse y el material tiende a un estado de tensión plana.

Los estudios primeros de falta o pérdida de constricción en la tenacidad de fractura aparecieron en los inicios de la mecánica de fractura, con el reconocimiento de que existía un efecto aparente del tamaño, de la geometría y del modo de carga en la tenacidad de fractura. Estos trabajos dieron lugar al

requisito de tamaño incluido ya en las primeras versiones de las normas de ensayo. Así se estableció que el tamaño de la zona plástica debe ser lo suficientemente pequeño en comparación a las dimensiones de la probeta de ensayo. En concreto, la norma ASTM E399 de 1983 especifica que el espesor B , la pre-grieta a y el ligamento resistente ($W-a$) deben ser al menos mas de 16 veces el tamaño de la zona plástica:

$$B, a, (W - a) \geq 2.5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_0} \right)^2 \approx 16r_p \quad 1-20$$

Donde B es el espesor de la probeta; a es el tamaño de la grieta; W es el ancho de la probeta; K_{IC} es la tenacidad de fractura; σ_0 es el límite elástico y r_p es el radio de la zona plástica

Cuando se comenzaron a realizar los ensayos de tenacidad de fractura, se evitaron las probetas con grietas cortas puesto que eran propensas a presentar mayores plastificaciones que las de grieta más larga para las mismas condiciones de carga. Esta diferente tenacidad es atribuida a una pérdida de constricción de las grietas cortas. Sin embargo, se empezaron a incluir para simular de una forma realista ciertas estructuras como es la vasija del reactor, para la cual los defectos más probables son las grietas cortas. Esta es la razón de la existencia de numerosos estudios sobre el estado de constricción de las grietas cortas en la bibliografía.

Numerosos autores han dedicado sus esfuerzos a predecir con mayor exactitud la fractura incorporando un término de constricción como un segundo parámetro en el criterio de fractura.

Irwin [Irwin, 1958] introdujo el concepto de que la relación entre el radio de la zona plástica y el espesor de la probeta, estaría directamente asociada a la

constricción. El primer parámetro que propuso es el parámetro α , definido como:

$$\alpha = \frac{B}{\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_Y}\right)^2} \quad 1-21$$

Donde B es el espesor de la probeta, K_{IC} la tenacidad de fractura en deformación plana y por lo tanto independiente del tamaño de la probeta, y σ_Y el límite elástico. Mas tarde [Irwin, 1964] propuso el parámetro β_C de la forma:

$$\beta_C = \frac{\left(\frac{K_C}{\sigma_Y}\right)^2}{B} \quad 1-22$$

Donde K_C es la tenacidad medida para no-deformación plana. Para estimar el valor de la tenacidad de fractura en deformación plana K_I , a partir del valor medido K_G , desarrollo la siguiente ecuación empírica:

$$\beta_C = \beta_{IC}(1 + 1.4\beta_{IC}^2) \quad \text{donde} \quad \beta_{IC} = \frac{1}{\alpha} \quad 1-23$$

A medida que la capacidad de los ordenadores fue aumentando, se hizo posible determinar analíticamente el campo tensional en el fondo de grieta y así formular nuevas hipótesis del efecto de la constricción, focalizando la atención en la identificación de un segundo parámetro de fractura. Entre los varios parámetros propuestos existe un denominador común, que es la comparación del campo tensional en estudio con un campo tensional de referencia de alta constricción.

El primer candidato a ser este segundo parámetro de fractura fue la denominada *tensión-T*, nombre acuñado por Rice [Rice, 1974], que corresponde al segundo término de la expansión asintótica de la tensión en el fondo de grieta propuesta por Williams [Williams 1957]-. Esta metodología *J-T* fue desarrollada por Betegón y Hancock [Betegón 1991].

Otro de los parámetros utilizados es el llamado *parámetro Q*, propuesto por O'Dowd y Shih [O'Dowd 1991 y 1992], que se define como la diferencia entre la tensión de apertura de grieta de la probeta o componente en estudio y la tensión de apertura de grieta en el caso de una configuración de alta constricción.

Estas dos aproximaciones son esencialmente equivalentes bajo condiciones de plastificación limitada. Sin embargo, la *tensión-T* es solo aplicable en el caso elástico, mientras que el *parámetro Q* caracteriza la evolución de la triaxialidad de tensiones para un mayor rango de plastificación.

1.4.3. Tensión-T

La mecánica de fractura elástico-lineal se basa en que el proceso de fractura ocurre en una zona cercana a la punta de grieta determinada únicamente por el primer término de la serie de Williams. Sin embargo, Larsson y Carlsson [Larsson, 1973] demostraron que el segundo término de la serie tenía un importante efecto en la forma y tamaño de la zona plástica que se desarrolla alrededor de una grieta. Este segundo término es proporcional a la *tensión-T* de la forma:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + T\delta_{1i}\delta_{1j} \quad 1-24$$

Donde σ_{ij} es el tensor de tensiones en el punto determinado por las coordenadas r y θ y δ_{ij} es la delta de Kronecker, la cual se define igual a 1 cuando $i=j$ e igual a cero si $i \neq j$

Esos autores realizaron análisis de elementos finitos de cuatro tipos de probetas comúnmente utilizadas con cargas hasta la carga límite definida en la norma ASTM E-399, $K_{I}=0.6\sigma_0\sqrt{l}$, donde l es la dimensión apropiada para especificar una condición de plastificación confinada.

La solución en deformación plana teórica la obtuvieron construyendo un modelo circular que contiene una grieta, de dimensiones suficientes para que la zona plástica sea lo suficientemente pequeña, al cual se le aplican en el contorno los desplazamientos originados por el primer término de la ecuación de Williams. Este modelo de referencia se le conoce como modelo de frontera ("*boundary layer model (BL)*").

Sus primeros resultados indicaron que el primer término no era suficiente para caracterizar el campo tensional y que era necesario aplicar los desplazamientos debidos también al término de la *tensión* T de la forma:

$$u(R, \theta) = K \frac{1+\nu}{E} \sqrt{\frac{R}{2\pi}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) (3 - 4\nu - \cos \theta) + T \frac{1-\nu^2}{E} R \cos \theta$$
$$v(R, \theta) = K \frac{1+\nu}{E} \sqrt{\frac{R}{2\pi}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) (3 - 4\nu - \cos \theta) - T \frac{\nu(1-\nu)}{E} R \sin \theta$$

1-25

Este modelo, en el que se incluyen los desplazamientos debidos a los 2 primeros términos de la serie de Williams se denomina como frontera de contorno modificado ("*modified boundary layer MBL*").

El uso de la *tensión-T* como parámetro de fractura fue introducido por Betegón y Hancock [Betegón 1991]. Los autores correlacionaron la pérdida de dominio de J con el segundo término de la serie asintótica. Caracterizaron el efecto de la *tensión-T* en la región de pequeñas deformaciones en la punta de grieta. En este contexto, la pérdida de dominio de J está asociada a una *tensión-T* de compresión (negativa) mientras que para geometrías que mantienen una *tensión-T* positiva, la zona de fractura sigue dominada por J .

La *tensión-T* está basada en un análisis elástico-lineal y puede ser utilizada para situaciones en las que la plastificación esté limitada a una pequeña región alrededor del fondo de grieta. Cuando la plastificación es más generalizada, es necesario utilizar otro tipo de parámetros.

1.4.4. Parámetro Q

O'Dowd y Shih [O'Dowd, 1991], extendieron el concepto de la *tensión-T* para situaciones de gran plastificación. Los autores proponen la siguiente representación del campo tensional en el fondo de grieta, válido para condiciones de deformación plana y pequeños desplazamientos, es decir para condiciones de pequeña deformación:

$$\frac{\sigma_{ij}}{\sigma_0} = \left(\frac{J}{\alpha \varepsilon_0 \sigma_0 I_m r} \right)^{\frac{1}{1+m}} \hat{\sigma}_{ij}(\theta, m) + Q \left(\frac{r}{J/\sigma_0} \right)^q \hat{\sigma}_{ij}(\theta, m) \quad 1-26$$

Nótese que el primer término de la ecuación es el campo HRR, que corresponde a la situación de $Q=0$. Los autores consideran que $q \ll 1$, es decir que el segundo término no depende de la distancia r y normalizan las funciones angulares de forma que $\hat{\sigma}_{\theta\theta}(\theta = 0) = 1$, Q es igual a la amplitud del segundo término de la tensión de membrana.

La ecuación 1-26 se puede reescribir como:

$$\sigma_{ij} = (\sigma_{ij})_{HRR} + Q\sigma_0\delta_{ij} \quad 1-27$$

Estas ecuaciones son válidas solamente para pequeños desplazamientos, por lo que no son válidas en zonas muy cercanas a la punta de grieta. O'Dowd y Shih [O'Dowd, 1993] verificaron su validez para valores de $r/(J/\sigma_0) > 1,5$. Así el factor Q se puede calcular como:

$$Q = \frac{\sigma_{\theta\theta} - (\sigma_{\theta\theta})_{HRR}}{\sigma_0} \quad \text{para } \theta=0 \text{ y } r=2J/\sigma_0 \quad 1-28$$

Mas tarde O'Dowd y Shih propusieron utilizar como campo de referencia el correspondiente a plastificación confinada, SSY, es decir el correspondiente a $T=0$ [O'Dowd, 1994]. Este cambio de tensión de referencia hace que el parámetro Q también pueda ser utilizado en caso de materiales que no estén representados por una ley potencial, que es requisito para aplicar el campo HRR. En la práctica el valor de Q puede extraerse del análisis de elementos finitos como la diferencia normalizada entre la configuración en estudio respecto a un caso de referencia. Generalmente el caso de referencia es el de frontera modificado (Modified Boundary Layer, MBL).

Las geometrías con baja constricción presentan valores de $Q < 0$ mientras que geometrías con alta constricción presentan valores de $Q \geq 0$. Por lo tanto el parámetro Q cuantifica la evolución de la constricción a medida que la plastificación progresa desde el caso de plastificación confinada hasta un caso de plastificación completa.

1.5. MODELOS MICROMECHANICOS DE FRACTURA POR CLIVAJE

Los modelos micromecánicos de fractura por clivaje son aproximaciones locales a la fractura, basados en que la fractura se origina cuando se alcanza un valor crítico de la tensión. El estado tensional del material en el fondo de grieta se define como una función que depende del modelo local elegido. Esta función se evalúa generalmente en términos de un componente o varios componentes del tensor de esfuerzos en una región del material en la zona del fondo de grieta. Cuando esta función alcanza un valor crítico, es cuando se origina la fractura.

Las aproximaciones locales a la fractura presentan ciertas ventajas frente la mecánica de fractura clásica representada por el factor de intensidad de tensiones y la integral-J. En particular, como la aproximación es local es independiente del nivel de constricción y del tamaño. Estos modelos permiten corregir el efecto en la tenacidad de fractura de la pérdida de constricción.

Sin embargo, la aplicación de estos modelos locales requiere un detallado modelo numérico del componente agrietado en estudio. Además debe hacerse notar que la calibración de estos modelos no es siempre universal.

Existen básicamente dos tipos diferentes de modelos micromecánicos de clivaje. El primero es un método estadístico basado en el concepto de la tensión de Weibull, propuesto originalmente por Beremin [Beremin, 1983] y desarrollado mas tarde por varios autores. La segunda versión de los modelos locales parte de los primeros trabajos de Ritchie, Knott y Rice [Ritchie, 1973] basados en la tensión crítica que actúa sobre una distancia crítica (o área o volumen crítico).

1.5.1. El modelo de Weibull

Beremin [Beremin, 1983] propuso una nueva teoría que ha sido ampliamente extendida en la comunidad científica. Su hipótesis considera diferentes micromecanismos que originan la fractura del componente a escala local. Siguiendo la teoría del eslabón más débil mostró que la probabilidad total de fractura por clivaje es de la forma:

$$P_f = 1 - \exp\left(-\left(\frac{\sigma_w}{\sigma_u}\right)^m\right) \quad 1-29$$

Donde m y σ_u son los parámetros de la distribución y σ_w es la tensión de Weibull definida como:

$$\sigma_w = \left[\frac{1}{V_0} \int_{\Omega} \sigma_1^m d\Omega \right]^{1/m} \quad 1-30$$

Donde σ_1 es la tensión principal máxima, Ω es el volumen de la zona de proceso de fractura definido por $\sigma_1 \geq \lambda \sigma_0$ con un valor de $\lambda \approx 2$.

La calibración de los parámetros σ_u y m puede realizarse de diferentes maneras, utilizando ensayos de tracción con entalla o con ensayos de tenacidad de fractura. Gao, Ruggieri y Dodds [Gao, 1998] proponen un método de calibración basado en un proceso iterativo. Una vez calibrados estos parámetros, se puede establecer un método para corregir el efecto de la constricción de la siguiente forma [Ruggieri, 1996]. Se calcula la función que relaciona la tensión de Weibull con el valor de J asociado para la geometría en estudio y la geometría de referencia de deformación plana, SSY. Para corregir el valor de J obtenido mediante el ensayo de una probeta con la geometría de

estudio se supone que tienen la misma tensión de Weibull, o lo que es lo mismo, la misma probabilidad de fallo. Así el valor de J corregido se obtiene siguiendo el camino ABCD señalado en la Figura 1.17

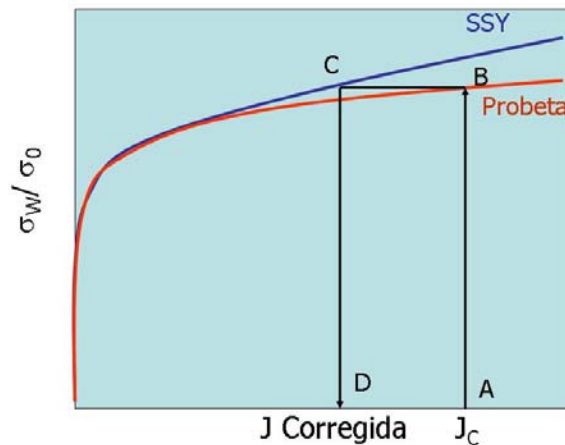


Figura 1.17.- Corrección de constricción mediante la tensión de Weibull

1.5.2. Modelos de tensión crítica

Los modelos micromecánicos basados en que la fractura por clivaje ocurre cuando la tensión que se desarrolla en la zona de proceso de fractura alcanza un valor crítico están basados en el modelo RKR denominado así porque fue expuesto por Ritchie, Knott y Rice [Ritchie, 1973]. Estos autores propusieron que la fractura por clivaje se origina si el nivel de tensiones que actúa a una distancia crítica del fondo de grieta λ^* supera un valor crítico σ^* . Los parámetros σ^* y λ^* describen las condiciones bajo las cuales el material sufre fractura frágil.

Basado en este modelo, Anderson, Dodds y colaboradores [Anderson, 1991] cuantifican el efecto de la constricción en la tenacidad de fractura uniendo el parámetro global de fractura J_c con un criterio de fallo local. Estos autores adoptan el volumen de material en la zona del fondo de grieta sobre el cual la

tensión principal máxima normalizada σ_1/σ_0 supera un valor crítico σ_c como criterio local de fractura. Para el mismo material, cuando dos diferentes geometrías alcanzan el mismo volumen tensionado implica que tienen la misma probabilidad de fallo por clivaje.

El modelo de escala propuesto tiene la forma:

$$\frac{J_{CF}}{J_0} = \sqrt{\frac{A_0(\sigma_c)}{A_{CF}(\sigma_c)}} \quad 1-31$$

Donde A_0 es el área bajo el contorno de tensiones $\sigma_1/\sigma_0 = \sigma_c$ para un valor de J aplicada de J_0 en el caso de plastificación confinada. De forma análoga A_{CF} es el área bajo el mismo contorno de una probeta cargada con un valor de J de J_{CF} . En la práctica, J_{CF} es el valor medido de tenacidad J_C siendo A_{CF} estimada mediante el análisis de elementos finitos o mediante la descripción J-Q.

La corrección por constricción propuesta implica que el volumen sometido a un nivel de tensión fijo, se mantiene, con lo que cuando el nivel de tensiones se relaja se necesitan valores mayores de J para obtener el mismo volumen. Mediante análisis de elementos finitos, se calculan las áreas correspondientes al mismo nivel de tensiones para la condición de SSY y para la geometría en estudio y se construye la curva de corrección, tal y como se muestra en la Figura 1.18

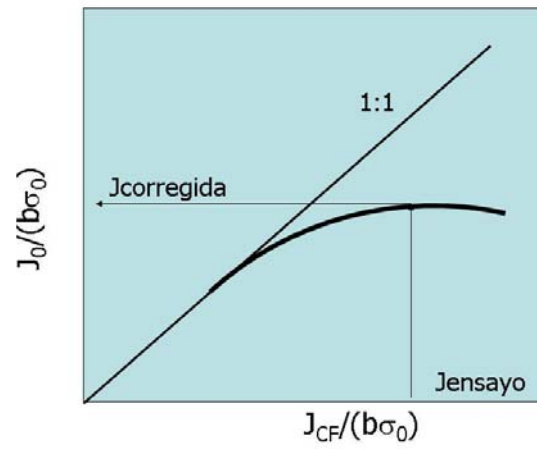


Figura 1.18.- Corrección de la constricción siguiendo el modelo de escala

CAPITULO 2 - MATERIALES Y METODOS

Recordemos que uno de los objetivos de esta tesis es el de cuantificar de forma analítica y experimental el efecto del nivel de constricción en la tenacidad de fractura de materiales de vasija.

Para la cuantificación experimental se ha elaborado una extensa base de datos de tenacidad de fractura de materiales de vasija no irradiados e irradiados en la zona de transición, obtenidos mediante el ensayo de probetas de diferentes geometrías. Estos datos de tenacidad se analizan siguiendo la metodología de la "Master Curve" calculando el valor de la temperatura de referencia T_0 . De esta forma se cuantificará el efecto de la geometría en el valor de T_0 .

Por otro lado para la cuantificación analítica se ha determinado por el método de elementos finitos el campo tensional en fondo de grieta para la condición de plastificación confinada, SSY, y para las probetas ensayadas. Una vez determinado el campo tensional se puede determinar el valor del parámetro de constricción Q para así confirmar que los diferentes valores de T_0 obtenidos experimentalmente se corresponden con distintos niveles de constricción. Además la descripción del campo tensional permite utilizar los modelos micromecánicos para corregir el efecto de la pérdida de constricción.

Este capítulo incluye una descripción de los materiales utilizados así como los procedimientos de ensayo. También se incluye una pequeña descripción del método de elementos finitos y del software asociado.

2.1. MATERIALES

El programa experimental se ha realizado con dos tipos de aceros de vasija denominados JRQ y MVE.

El material JRQ es el utilizado en los proyectos coordinados de investigación (CRP) del la Organización Internacional de la Energía Atómica, OIEA, sobre fragilización de aceros de vasija. Este acero corresponde a la especificación ASTM A533 B1 pero con un mayor contenido en fósforo y azufre para estudiar el efecto de estos elementos aleantes en la fragilización por irradiación [Brumovsky, 1999]. El material MVE es un acero de vasija de nueva generación, también correspondiente a una especificación ASTM A533 B1, pero con un bajo contenido en impurezas fragilizantes.

En esta tesis se incluye también la caracterización del material JRQ irradiado con neutrones. Esta irradiación se llevó a cabo en la Unidad II de la Central Nuclear de Ascó, aprovechando el espacio dejado por una de las cápsulas de vigilancia. La cápsula que contenía las probetas era del mismo tipo que las utilizadas en los programas de vigilancia y se fabricó en el CIEMAT siguiendo normas, especificaciones y controles exactamente iguales a las utilizadas en los programas de vigilancia. La cápsula fue sometida a irradiación durante 301 días a una temperatura constante de 291°C. Una vez retirada la cápsula fue enviada a las celdas calientes del CIEMAT para su apertura y realización de los distintos ensayos. El flujo neutrónico recibido por la cápsula fue de $1.46 \cdot 10^{11}$ n/cm²/s y el valor medio de la fluencia fue de $3.64 \cdot 10^{18}$ n/cm² (E>1 MeV) [Lapeña, 1993]. El flujo neutrónico concuerda con el esperado para reactores de similares características a Ascó I. La disposición de las probetas en la cápsula así como su geometría se detalla en la Figura 2.1.

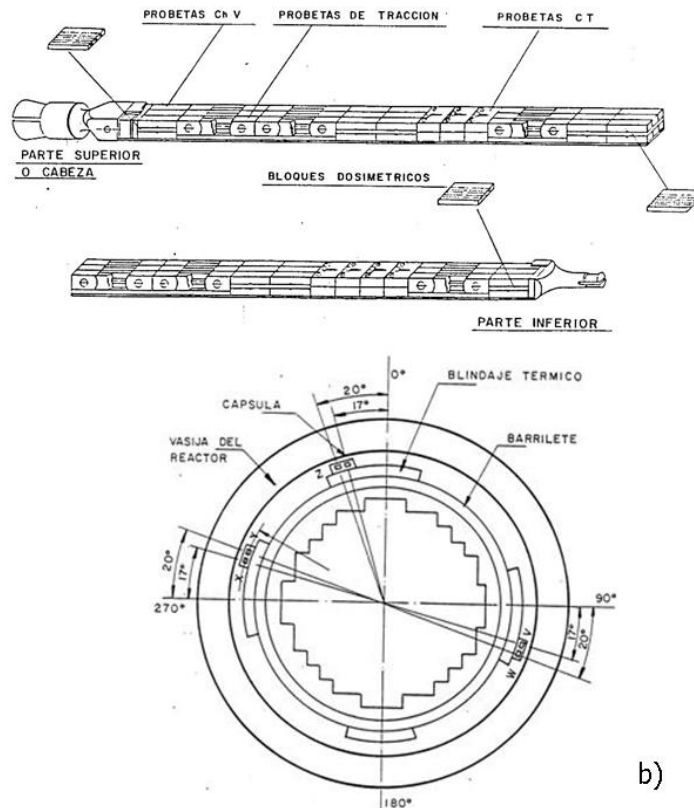


Figura 2.1. Cápsula OVAV-OIEA. a) Disposición de las probetas y b) Posición de la cápsula en la vasija

El material MVE es un acero moderno de vasija, utilizado en la tapa de la vasija re-emplazada de la C.N. José Cabrera [Serrano 1997]. Este acero también corresponde a la especificación ASTM SA 533 B1, pero con un nivel de impurezas mucho menor que el acero JRQ.

El material JRQ fue suministrado por Kawasaki Steels Co y el material MVE por Creusot-Loire Industrie. La composición química y propiedades mecánicas se muestran en las Tablas 2-1 y 2-2.

Tabla 2.1 – Composición química (% en peso)

| | MVE | JRQ |
|----|--------|-------|
| C | 0.177 | 0.180 |
| Si | 0.228 | 0.250 |
| Mn | 1.420 | 1.410 |
| P | 0.005 | 0.018 |
| S | 0.002 | 0.004 |
| Cu | 0.041 | 0.14 |
| Ni | 0.632 | 0.84 |
| Cr | 0.118 | 0.120 |
| Mo | 0.503 | 0.500 |
| V | <0.005 | 0.003 |
| Al | 0.024 | 0.014 |

Tabla 2.2: Propiedades mecánicas a temperatura ambiente

| | Fluencia (n/cm ²) | Límite elástico (MPa) | Resistencia (MPa) | Elongación (%) | RT _{NDT} (°C) |
|-----|----------------------------------|--------------------------|----------------------|-------------------|---------------------------|
| MVE | 0 | 456 | 600 | 30 | -35 |
| JRQ | 0 | 484 | 625 | 24.7 | -15 |
| | 0,364 10 ¹⁹ | 563 | 709 | 23.7 | -- |

2.1.1. Mecanizado

Es bien conocido que en el proceso de fabricación puede introducirse una anisotropía en el material, es decir que sus propiedades mecánicas dependen de la orientación. Este efecto de la orientación es especialmente importante en la determinación de la tenacidad de fractura, puesto que una microestructura con una orientación preferente puede contener planos más débiles, en donde los cuales la propagación de grietas es más fácil

Las normas ASTM definen una nomenclatura para la orientación de las probetas de forma que la primera letra designa la dirección normal al plano de la grieta y la segunda letra define la dirección paralela al plano de fractura, ver Figura 2.2.

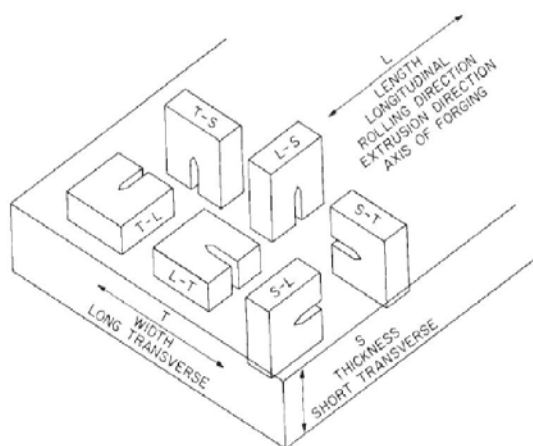


Figura 2.2. Orientación de las probetas según las normas ASTM

En placas, generalmente se ensayan probetas orientadas de forma que la grieta propague en la dirección de laminación (TL o SL) puesto que es la orientación más débil y así se obtienen valores de tenacidad de fractura conservativos. En el caso de aceros ferríticos de vasija el efecto de la orientación es muy claro, siendo los valores de tenacidad de fractura, y de impacto Charpy en la orientación TL los menores [Brumovsky, 2002]. Todas las probetas se han mecanizado en la orientación TL.

Del material JRQ se fabricaron dos grandes placas (2000x3000x225 mm), denominadas A y B, que fueron cortadas cada una de ellas en bloques de dimensiones 1000x1000x225. A su vez cada uno de estos bloques se cortó en bloques más pequeños de dimensiones 150x150x225. El material incluido en esta tesis corresponde a los bloques 3JRQT76, 3JRQP71, 5JRQ35, 6JRQ34, ver

Figura 2.3. Estos bloques fueron enviados al CIEMAT en el transcurso de los diferentes CRPs del OIEA.

| | | | | | |
|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| xJRQ11 | xJRQ12 | xJRQ13 | xJRQ14 | xJRQ15 | xJRQ16 |
| xJRQ21 | xJRQ22 | xJRQ23 | xJRQ24 | xJRQ25 | xJRQ26 |
| xJRQ31 | xJRQ32 | xJRQ33 | xJRQ34 | xJRQ35 | xJRQ36 |
| xJRQ41 | xJRQ42 | xJRQ43 | xJRQ44 | xJRQ45 | xJRQ46 |
| xJRQ51 | xJRQ52 | xJRQ53 | xJRQ54 | xJRQ55 | xJRQ56 |

xJRQyz

x = Número del bloque (de 1 a 6 para la placa A), y = Número de la fila, z = Número de la columna

Figura 2.3.- Mecanizado de los bloques del material JRQ

En cuanto al material MVE, fue recibido en el CIEMAT una placa con las dimensiones señaladas en la Figura 2.4. De esta placa se mecanizaron diferentes bloques de dimensiones 170x80x290 mm. Las probetas incluidas en esta tesis corresponden a los bloques 1MVE5 y 2MVE5.

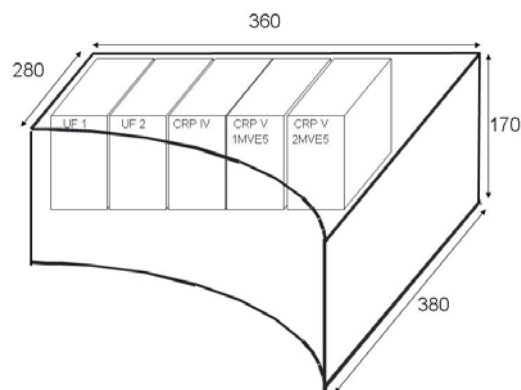


Figura 2.4.- Mecanizado de los bloques del material MVE

La nomenclatura de las probetas es como sigue, ver Tabla 2.3:

- ✓ xTCT: Probeta compacta de x pulgadas de espesor.
- ✓ xTSEB: Probeta de flexión en tres puntos de de x pulgadas de espesor.

Se han mecanizado las siguientes probetas, con una orientación T-L, ver Figuras 2.5 a 2.11:

- ✓ CVN: Probeta Charpy-V para ensayo de impacto Charpy
- ✓ 0.4TSEB: Probeta de flexión en tres puntos de espesor 10 mm. Corresponde a una probeta Charpy pre-agrietada también denominada PCCV.
- ✓ 0.2TSEB: Probeta de flexión en tres puntos de espesor 5 mm.
- ✓ 0.5TSEB.- Probeta de flexión en tres puntos de 1/2" de espesor
- ✓ 0.4TCT: Probeta compacta de 10 mm de espesor para ensayos de tenacidad de fractura
- ✓ 0.5TCT: Probeta CT de 1/2" de espesor para ensayos de tenacidad de fractura
- ✓ 1TCT: Probeta CT de 1" de espesor para ensayos de tenacidad de fractura

Tabla 2.3.- Dimensiones generales de las probetas

| Probeta | Tipo | Espesor B (mm) | Ancho W (mm) | W/B |
|----------|------------------------|----------------|--------------|-----|
| 0.2T SEB | Flexión en tres puntos | 5 | 10 | 2 |
| 0.4T SEB | | 10 | 10 | 1 |
| 0.5T SEB | | 12.7 | 12.7 | 1 |
| 0.4T CT | Compacta de tracción | 10 | 20 | 2 |
| 0.5T CT | | 12.7 | 25.4 | 2 |
| 1T CT | | 25.4 | 50.8 | 2 |

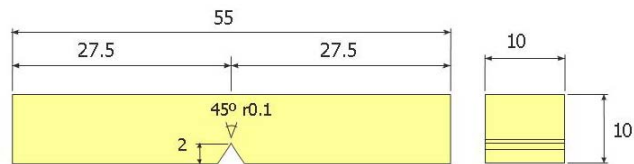


Figura 2.5.- Probeta Charpy-V, CVN

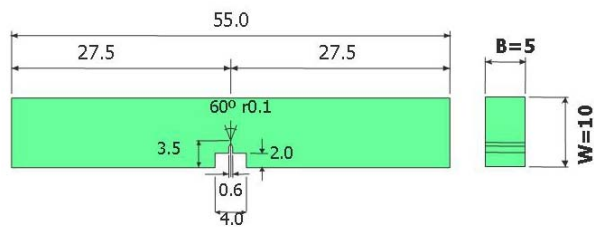


Figura 2.6.- Probeta 0.2T SEB

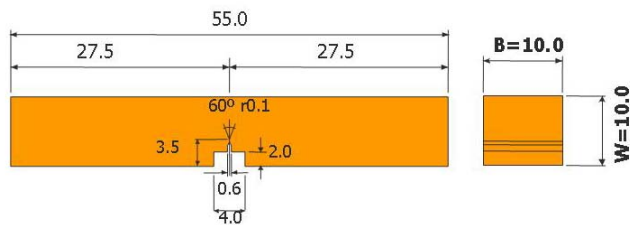


Figura 2.7.- Probeta Charpy Preagrietada, 0.4T SEB

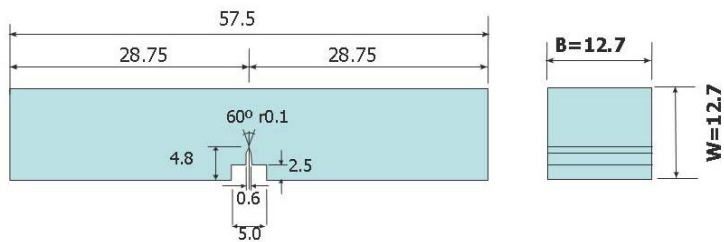


Figura 2.8.- Probeta 0.5T SEB

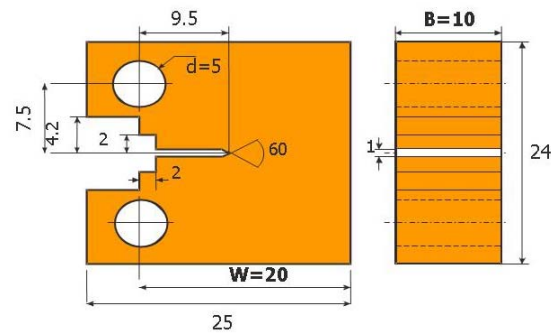


Figura 2.9.- Probeta compacta de 10 mm de espesor, 0.4T SEB

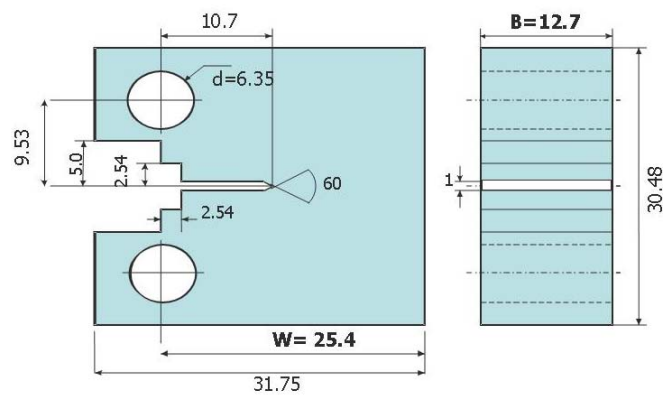


Figura 2.10.- Probeta compacta de 1/2" de espesor, 0.5T CT

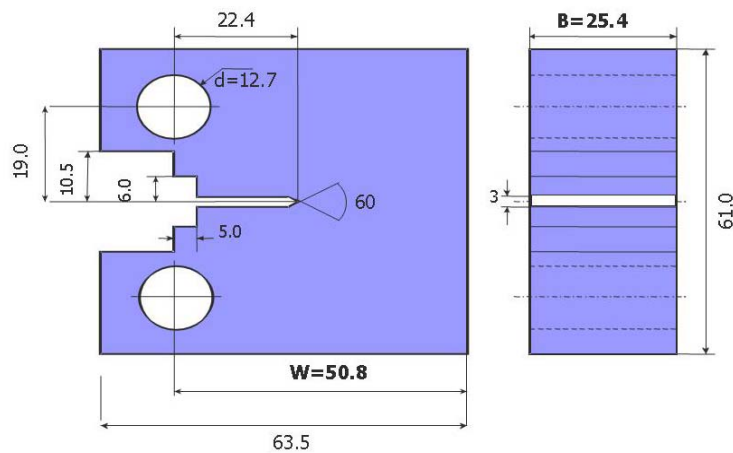


Figura 2.11.- Probeta compacta de 1" de espesor, 1T CT

En las siguientes figuras se muestran la mecanización de las probetas del material JRQ y material MVE respectivamente.

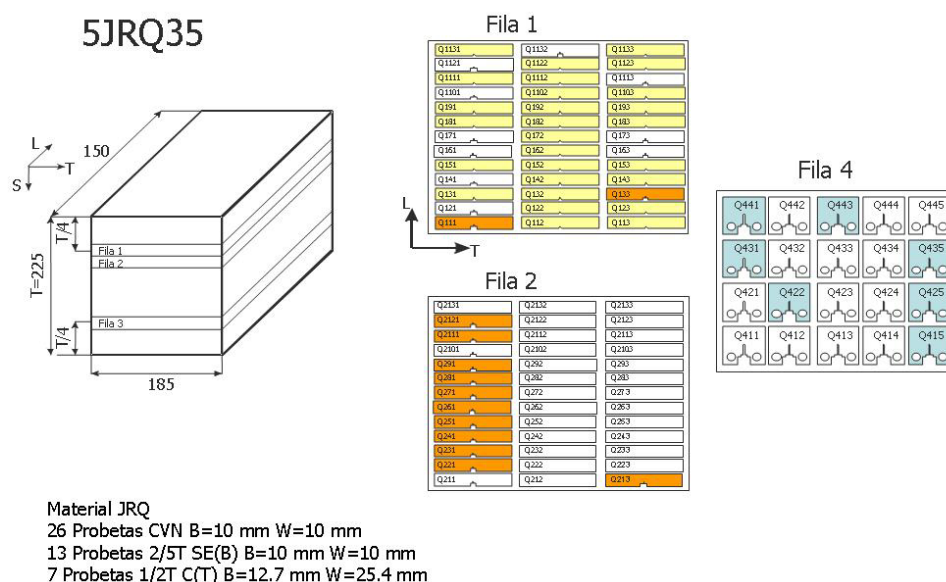


Figura 2.12.- Material JRQ. Bloque 5JRQ35. Mecanizado de probeta

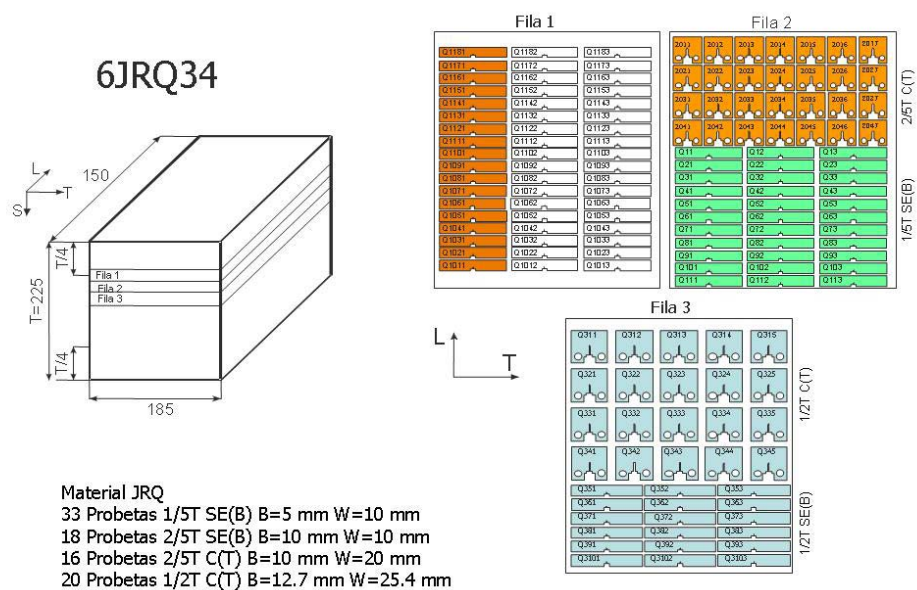


Figura 2.13.- Material JRQ. Bloque 6JRQ34. Mecanizado de probeta

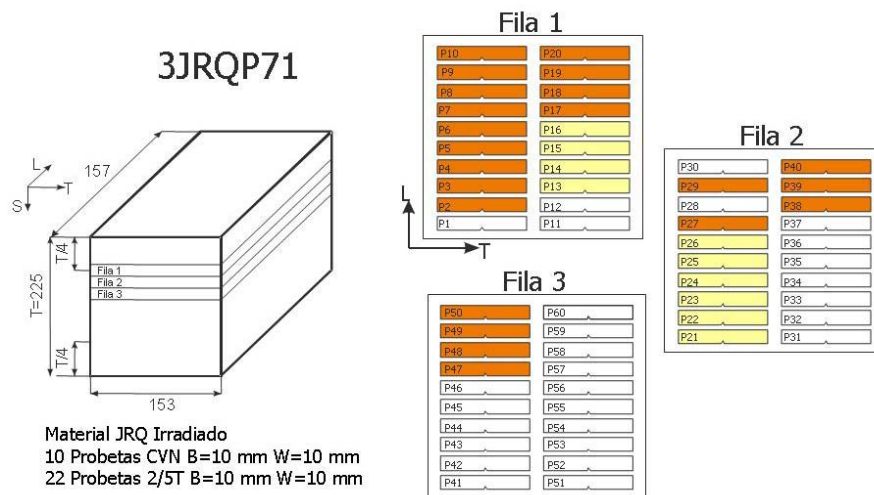


Figura 2.14: Material JRQ Irradiado. Bloque 3JRQP71. Mecanizado de probetas

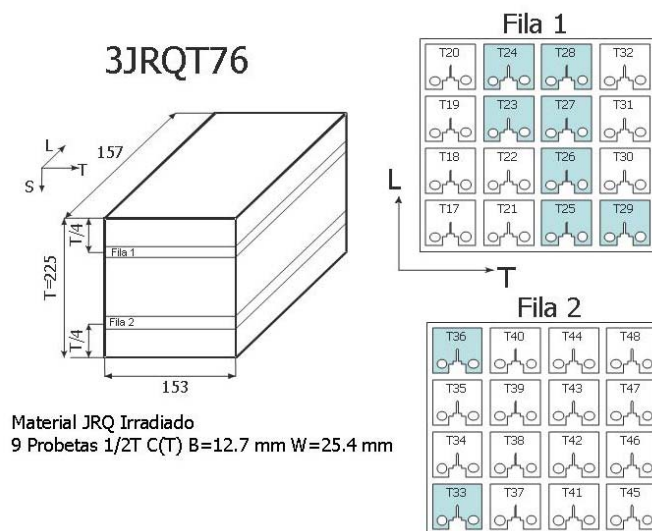


Figura 2.15: Material JRQ Irradiado. Bloque 3JRQT76. Mecanizado de probetas

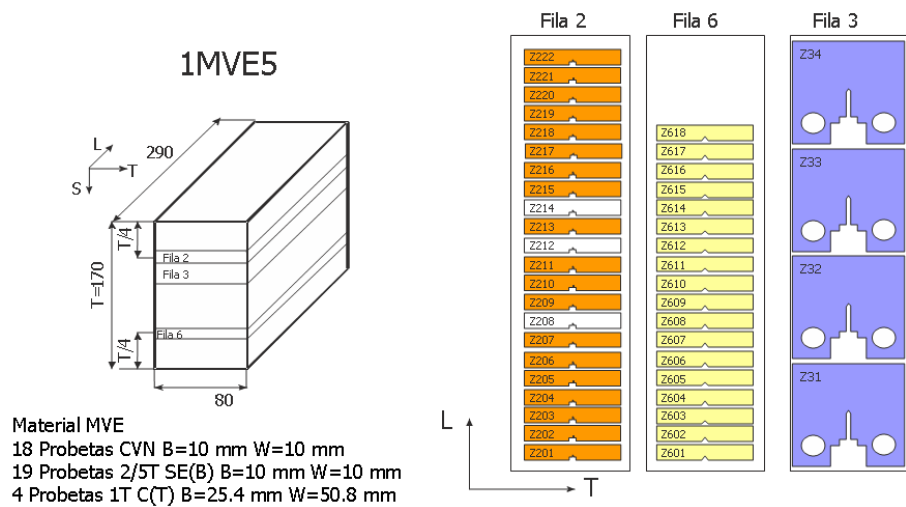


Figura 2.16: Material MVE. Bloques 1MVE5. Mecanizado de probetas

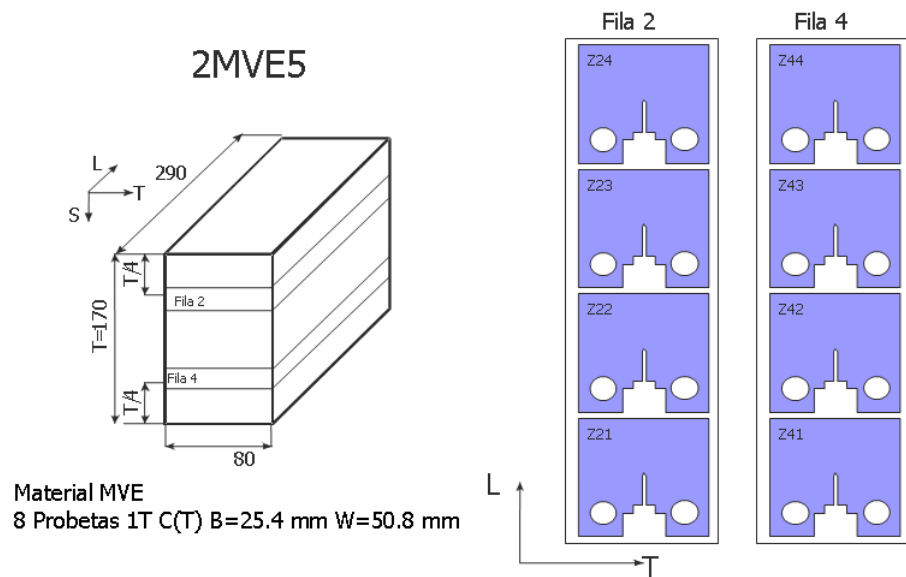


Figura 2.17.- Material MVE. Bloques 2MVE5. Mecanizado de probetas

2.2. METODOS

2.2.1. Ensayos de impacto Charpy

La norma ASTM E1921 recomienda que la temperatura de ensayo de tenacidad de fractura sea lo más cercana posible a aquella para la cual el valor de la tenacidad de fractura sea de 100 MPa√m. Para ello se sugiere que la temperatura de ensayo sea de:

$$T_{\text{ensayo}} = T_{28J} + C \quad 2.1$$

Donde T_{28J} es la energía correspondiente a una energía de impacto Charpy de 28 Julios y C es una constante que depende del tamaño de la probeta [Wallin 1989], que para el caso de una probeta charpy pre-agrietada tiene un valor de -50°C. Por lo tanto, para mejorar la selección de las temperaturas de los ensayos de tenacidad de fractura, se han realizado también ensayos de impacto Charpy de los materiales considerados. Los ensayos de impacto Charpy se realizaron según la norma ASTM E 23.

El ensayo consiste básicamente en un péndulo con una maza en su extremo, que es soltado desde una determinada altura e impacta sobre una probeta entallada apoyada en una base. La energía potencial de la maza en su parte superior se va convirtiendo en energía cinética a medida que baja. La energía necesaria para romper la probeta es el resultado del ensayo. Esta energía perdida por el péndulo es la que hace que no vuelva a su altura original. La energía de rotura se obtiene fácilmente midiendo la altura que alcanza la maza después de romper la probeta (o el ángulo que alcanza).

Dado que la utilidad del ensayo viene dada sobre todo por el diferente comportamiento del mismo según la temperatura, es necesario disponer de

diversos baños termostáticos para realizar los ensayos tanto a altas como a bajas temperaturas. La operación de sacar la probeta del baño a la temperatura adecuada, colocarla en la base de alojamiento y soltar el péndulo debe durar como máximo 5 segundos, según la norma ASTM E 23.

Mediante el ensayo Charpy V se determinan una serie de características importantes para conocer el comportamiento del material. Las fundamentales son las siguientes:

- ✓ Energía de rotura: Es la energía que absorbe la probeta durante la fractura.
- ✓ Expansión lateral: Según sea el comportamiento de la probeta se produce una mayor o menor deformación de la misma en el área de rotura y sus proximidades, que se mide después del ensayo sobre la superficie de fractura.
- ✓ Porcentaje de fractura dúctil: Una vez rota la probeta se examina la superficie de rotura y se determina el % que corresponde a una rotura dúctil (de aspecto fibroso y mate) en contraposición a la rotura frágil (de aspecto brillante).

La función de ajuste de los resultados de los ensayos de impacto Charpy-V más utilizada es la de una tangente hiperbólica de la forma:

$$P = \frac{USE}{2} + \frac{USE}{2} \tanh\left(\frac{T - T_{50\%}}{C}\right) \quad 2.2$$

Donde P es el parámetro medido (energía, expansión lateral o porcentaje de fractura dúctil), T es la temperatura de ensayo, USE es la asíntota superior, $T_{50\%}$ es la temperatura correspondiente al 50% del USE y C es un parámetro

de ajuste. De esta forma es posible determinar la temperatura para la cual la energía absorbida corresponde a 28 J, necesaria para obtener la temperatura de ensayo de tenacidad de fractura.

Estos ensayos se han realizado en la instalación radioactiva IR-09 del CIEMAT en donde se encuentra un péndulo de ensayos de impacto Charpy WOLPERT de 300 J de capacidad, ver Figura 2.18. La cabeza del péndulo está instrumentada para recoger la señal del ensayo en forma de un gráfico Fuerza-Tiempo. Se dispone del equipamiento necesario para realizar las medidas de expansión lateral y porcentaje de fractura dúctil. Se pueden realizar ensayos según normas ASTM y DIN. Los ensayos se pueden realizar tanto a baja como alta temperatura.



Figura 2.18.- Péndulo Charpy del CIEMAT

2.2.2. Ensayos de tenacidad de fractura

Los ensayos de tenacidad de fractura se han realizado siguiendo la norma ASTM E1921. El ensayo de tenacidad de fractura se basa en aplicar a una

probeta pre-agrietada una carga con una velocidad de desplazamiento constante y determinar el valor de la integral-J.

Antes del ensayo las probetas se han pre-agrietado por fatiga al aire hasta un valor de a/W de 0.5, donde W es el ancho de la probeta y a es la longitud de la grieta. Después del pre-agrietado a algunas probetas se les ha mecanizado una entalla lateral correspondiente al 20% del espesor para asegurar un crecimiento de grieta estable durante el ensayo y un frente de grieta más uniforme.

El desplazamiento durante el ensayo se ha medido en algunos casos mediante un extensómetro colocado en la boca de la entalla de las probetas, pero generalmente se ha medido con el sensor de desplazamiento, LVDT, de la propia máquina de ensayo.

Una vez finalizado el ensayo las probetas se han calentado a 300°C para teñir la superficie de fractura. A continuación se rompen las probetas por fatiga al aire para poder realizar las mediciones de la grieta mediante 9 medidas equidistantes a través del espesor de la probeta.

Todos los ensayos se han realizado en la instalación radioactiva IR-09 del CIEMAT en donde se dispone de una máquina servo-hidráulica de ensayos MTS de 100 KN de capacidad. También se dispone de la instrumentación necesaria para medir los parámetros del ensayo de tenacidad de fractura como son: la carga, la deformación y el desplazamiento. Los ensayos se pueden realizar a temperaturas diferentes de la ambiente para lo que se dispone de hornos y cámaras ambientales.



Figura 2.19.- Mordazas para el ensayo de tenacidad de fractura

A continuación se expone con más detalle el procedimiento de ensayo

Norma ASTM E1921-05

El método consiste en ensayar probetas pre-agrietadas en el rango de temperaturas para el cual la fractura es por clivaje. La tenacidad de fractura se obtiene a partir de la integral J en el punto de inestabilidad de grieta, J_C .

El registro obtenido es el de carga-desplazamiento (ver Figura 2.20). Se determina el valor de J_C como la suma de la componente elástica y plástica:

$$J_C = J_e + J_p \quad 2.3$$

La componente elástica J_e se calcula a partir de:

$$J_e = \frac{(1 - \mu^2) K_e^2}{E} \quad 2.4$$

Para probetas de flexión de BxB, Bx2B y S/W=4, el valor de K_e viene dado por:

$$K_e = \left\{ \frac{PS}{W^{3/2}B} \right\} f\left(\frac{a_0}{W}\right) \quad 2.5$$

donde

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3(a_0/W)^{1/2}}{2[1 + 2(a_0/W)]} \frac{1.99 - (a_0/W)(1 - a_0/W)[2.15 - 3.93(a_0/W) + 2.7(a_0/W)^2]}{(1 - a_0/W)^{3/2}}$$

y para probetas CT de la forma:

$$K_e = \left\{ \frac{P}{\sqrt{WBB_N}} \right\} f\left(\frac{a_0}{W}\right) \quad 2.6$$

done

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{(2 + \frac{a_0}{W})}{\left(1 - \left(\frac{a_0}{W}\right)^{3/2}\right)} \left(0.886 + 4.64\left(\frac{a_0}{W}\right) - 13.32\left(\frac{a_0}{W}\right)^2 + 14.72\left(\frac{a_0}{W}\right)^3 - 5.6\left(\frac{a_0}{W}\right)^4 \right)$$

Donde: P es la carga aplicada, S es la distancia entre apoyos, W es el alto de la probeta, B es el espesor de la probeta, B_N es el espesor neto, a_0 es la grieta inicial y $f(a_0/W)$ es una función adimensional que depende del valor de a_0/W .

Cuando el crecimiento estable de grieta no excede $0.05(W-a_0)$ la componente plástica de J se calcula a través del área plástica bajo el registro carga-desplazamiento:

$$J_p = \frac{\eta A_p}{B_N b_0} \quad 2.7$$

El área plástica bajo la curva se determina por diferencia entre el área total, A , y el área elástica, A_e .

$$A_p = A - 1/2C_0P^2 \quad 2.8$$

Donde C_0 es la inversa de la pendiente elástica del registro, ver Figura 2.20, b_0 es el ligamento resistente inicial igual a $W-a_0$, y η es un parámetro

adimensional que relaciona el trabajo plástico con la resistencia al crecimiento de grieta.

Para probetas de flexión de BxB, Bx2B y S/W=4 $\eta=1.9$ y para probetas CT $\eta=2+0.522 b_0/W$

Finalmente se obtiene K_{JC} de la forma:

$$K_{JC} = \sqrt{J_C \frac{E}{1-\nu^2}} \quad 2.9$$

donde E es el módulo de elasticidad del material y ν el coeficiente de Poisson

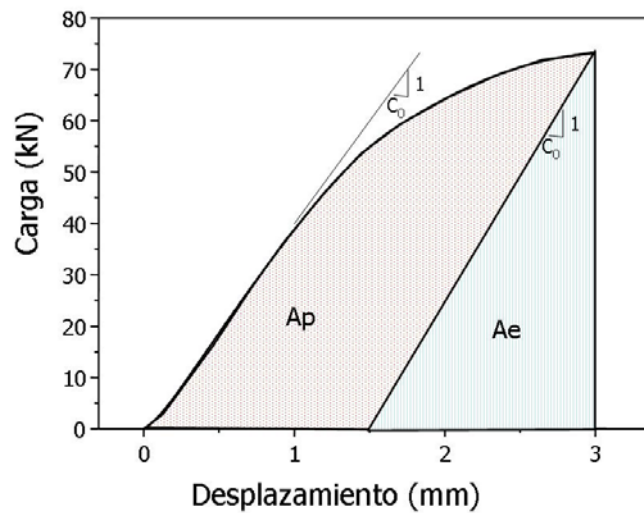


Figura 2.20: Curva carga desplazamiento de los ensayos de tenacidad

Un ensayo se considera válido cuando se cumplen las siguientes condiciones:

- ✓ El valor de K_{JC} es menor que el límite determinado en la norma que es:

$$K_{JC(limite)} = \sqrt{\frac{Eb_0\sigma_{YS}}{30(1-\mu^2)}} \quad 2.10$$

Donde σ_{YS} es el límite elástico del material para la temperatura de ensayo..

- ✓ El crecimiento de la grieta durante el ensayo es menor del mínimo entre $0.05(W-a_0)$ ó 1 mm. En este caso se censuran los datos no válidos sustituyéndolos por el valor límite.
- ✓ El valor de las nueve medidas de la pre-grieta difiere menos del máximo entre $0.05B$ ó 0.5 mm respecto a la media.
- ✓ La fractura es por clivaje.

Por otro lado es necesario realizar una corrección de tamaño cuando se realizan ensayos con probetas de espesor diferente al de referencia (25.4 mm) aplicando la expresión:

$$K_{JC(1T)} = 20 + (K_{JC1} - 20) \left(\frac{B_1}{25.4} \right)^{1/4} \quad 2.11$$

Donde K_{JC1T} es la tenacidad de fractura obtenida ensayando una probeta de espesor 1" (25,4 mm).

La determinación de T_0 por el método de multi-temperatura se realiza seleccionando los resultados de tenacidad, una vez realizada la corrección de tamaño, en el rango de temperatura de $T_0 \pm 50^\circ\text{C}$. El número de datos válidos necesarios se determina mediante unos factores de ponderación de tal forma que:

$$FP = \sum_{i=1}^3 r_i n_i \geq 1 \quad 2.12$$

Donde r_i es el número de probetas válidas en el rango de temperaturas i -ésimo ($T-T_0$) y n_i viene determinado en Tabla 2.4

Tabla 2.4: Factores de ponderación.

| Rango de ($T-T_0$) °C | Factor de ponderación por probeta (n_i) |
|-------------------------|---|
| Entre 50 y -14 | 1/6 |
| Entre -15 y -35 | 1/7 |
| Entre -36 y -50 | 1/8 |

La determinación de T_0 se realiza resolviendo la siguiente ecuación por iteraciones sucesivas:

$$\sum_{i=1}^N \delta_i \frac{\exp(0.019(T_i - T_0))}{11 + 77 \exp(0.019(T_i - T_0))} - \sum_{i=1}^N \frac{(K_{JC(i)} - 20)^4 \exp(0.019(T_i - T_0))}{[11 + 77 \exp(0.019(T_i - T_0))]^5} = 0 \quad 2.13$$

Donde: T_i es la temperatura de ensayo correspondiente a $K_{JC(i)}$; $K_{JC(i)}$ es el valor de la tenacidad de fractura válida o la censurada (sustituyéndola por $K_{JC(limite)}$) para la temperatura T_i ; δ_i = es igual a 1 si el dato es válido e igual a 0 si el dato está censurado

La incertidumbre del valor de T_0 se puede definir como $\pm\sigma$ donde σ viene dada por:

$$\sigma = \frac{\beta}{\sqrt{r}} \quad 2.14$$

Donde β está definida en la norma ASTM E1921-05 y r es el número de datos válidos

El cálculo de la mediana en el caso de ensayos a varias temperaturas no viene incluido en la norma, pero se puede seguir la aproximación propuesta por Lucon [Lucon 2003] que es de la forma:

$$K_{JCmed} = \frac{1}{r} \sum_{i=1}^r [30 + 70 * \exp(0.019 * (T_i - T_0))] \quad 2.15$$

Se ha realizado una caracterización fractográfica de todas las probetas de tenacidad de fractura ensayadas mediante microscopia electrónica de barrido en la instalación radiactiva IR-09 del CIEMAT, con lo que es posible la caracterización de materiales irradiados con neutrones.

2.2.3. Modelo numérico

A continuación se describen los modelos de elementos finitos de las probetas en estudio así como el de la solución de referencia en deformación plana. Recordemos que el objetivo de esta modelización es el de determinar el estado de constricción de las probetas de laboratorio ensayadas. Para ello se ha decidido utilizar el parámetro Q propuesto por O'Down y Shih. Este parámetro se define como la diferencia entre la tensión de apertura de grieta del componente o probeta en estudio y una tensión de referencia. En este caso la tensión de referencia elegida ha sido la del estado de plastificación confinada, SSY.

Se han modelizado en 2 dimensiones las siguientes geometrías:

- ✓ Modelo de frontera para determinar la solución de referencia de plastificación confinada
- ✓ Probetas de flexión en tres puntos: 0.4TSEB, 0.5TSEB y 1TSEB
- ✓ Probetas compactas: 0.4TCT, 0.5TCT y 1TCT

No se incluyen en esta tesis la modelización en tres dimensiones, puesto que el efecto del espesor se solventa mediante la corrección de tamaño propuesta por Wallin en la "Master Curve". En el capítulo de discusión se confirmará que no existe efecto del espesor.

La modelización por elementos finitos se ha realizado con el programa ABAQUS [Hibbit, 2004]. Este programa calcula la integral J siguiendo la técnica de extensión virtual de grieta propuesta independientemente por Parks y Hellen [Parks 1977]. La *integral J* se ha calculado siguiendo 10 diferentes contornos de integración.

El modelo constitutivo del material sigue una ley potencial de la forma:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} \quad \text{para } \varepsilon < \varepsilon_0$$

2.16

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad \text{para } \varepsilon > \varepsilon_0$$

Donde σ_0 es la tensión de referencia, en este caso el límite elástico, ε_0 es la deformación correspondiente a la tensión de referencia, es decir σ_0/E y n es el exponente de endurecimiento.

Como los materiales en estudio en este trabajo son los materiales de vasija, se ha elegido valores de n y de E/σ_0 representativos de estos materiales. En concreto se ha elegido un valor de $n=10$ y de E/σ_0 de 500 como material de vasija no irradiado y de $n=20$ y de E/σ_0 de 300 como material irradiado, de esta manera se simula el endurecimiento debido a irradiación. Estos valores son comúnmente utilizados en la modelización de la tenacidad de fractura de materiales de vasija, teniendo así la posibilidad de comparar los resultados de esta tesis con los de la bibliografía y calibrar los modelos. A estos materiales los denominaremos materiales de referencia.

Además se ha utilizado la curva tensión-deformación del material JRQ a -90°C , obtenida mediante el ensayo de tracción, en donde el límite elástico es de 570 MPa, $n=10$ y $E=210000$ MPa.

Para evaluar el campo tensional en el fondo de grieta mediante un análisis de elementos finitos se puede seguir dos hipótesis, la de la existencia de pequeñas o de grandes deformaciones. En el primer caso la solución es solamente aproximada mientras que en el caso de grandes deformaciones, se incluye la singularidad de la punta de grieta. Para grandes deformaciones la

grieta se modeliza de forma semicircular para que la solución converja fácilmente. Si se representan el valor de la tensión de apertura de grieta normalizada con el límite elástico frente a la distancia normalizada con J/σ_0 , la tensión presenta un máximo para $r \sim J/\sigma_0$.

En el caso de la determinación de Q , O'Dowd y Shih [O'Dowd, 1991] aconsejan calcularlo para un valor de $r/(J/\sigma_0)$ de 2, que está fuera de la región de grandes deformaciones. En el caso de que el objetivo único sea el de determinar el valor de Q se pueden realizar los análisis de pequeña deformación que son más simplificados puesto que para valores de $r/(J/\sigma_0) > 2$ la diferencia entre las distribuciones con pequeña y gran deformación no son apreciables.

En los modelos aquí presentados se han calculado los campos tensionales tanto teniendo en cuenta pequeñas deformaciones y grandes deformaciones.

Modelo de frontera para obtener la tensión de referencia

El modelo para obtener la solución de referencia para la condición de plastificación confinada es el de frontera propuesto por Larsson y Carlsson [Larsson, 1973]. De esta forma se carga un sector circular con los desplazamientos teóricos que definen un estado de deformación plana:

$$\begin{aligned} u(R, \theta) &= K \frac{1+\nu}{E} \sqrt{\frac{R}{2\pi}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) (3 - 4\nu - \cos \theta) + T \frac{1-\nu^2}{E} R \cos \theta \\ v(R, \theta) &= K \frac{1+\nu}{E} \sqrt{\frac{R}{2\pi}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) (3 - 4\nu - \cos \theta) - T \frac{\nu(1-\nu)}{E} R \sin \theta \end{aligned} \quad 2.17$$

Para obtener la solución de referencia el valor de T es 0 y se ha elegido un valor de K de 100 MPa \sqrt{m} . Para asegurar un estado de deformación plana el

tamaño de la zona plástica debe ser mucho menor que el radio del modelo, por lo que el radio del sector circular elegido es de 60 mm. De esta forma el modelo es el mostrado en la siguiente figura.

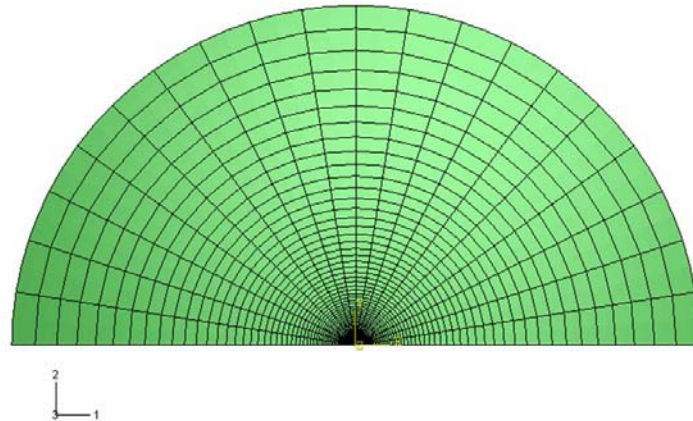


Figura 2.21- Modelo de frontera para obtener el estado tensional de referencia

Este modelo consta de 5154 nodos y 1651 elementos cuadrilaterales de deformación plana. Como puede verse se ha modelado la mitad del semicírculo por simetría. El elemento seleccionado es el CPE8, que es de 8 nodos bicuadrático.

La punta de la grieta se modela de forma semicircular con un radio de 60×10^{-5} mm para ayudar a la convergencia del problema. La singularidad del fondo de grieta se incluye desplazando los nodos interiores de los elementos de la punta de grieta de su posición mediana a una posición de $\frac{1}{4}$.

Modelo para las probetas de flexión

Para las probetas de flexión en tres puntos, la punta de grieta se ha modelado de forma redondeada con un radio de $a \times 10^{-5}$ donde a es la longitud de grieta en estudio. En la zona del frente de grieta la malla se ha refinado considerablemente para ayudar a la convergencia del problema. Se ha

modelado la mitad de la probeta por simetría. Los elementos se han definido con el espesor igual al de la probeta en estudio.

Una de las principales dificultades para la modelización de estos ensayos es el contacto entre los pernos de apoyo y de carga con la probeta. Para solventar este problema, los pernos se han modelizado como superficies rígidas no deformables y se ha definido la interacción entre las superficies de los pernos y la probeta como sin fricción. De esta forma se evitan problemas de indentación y fuertes plastificaciones en las zonas de contacto de la probeta.

El mallado en dos dimensiones de todas las probetas se ha realizado a escala, pudiéndose ver un ejemplo en la siguiente figura.

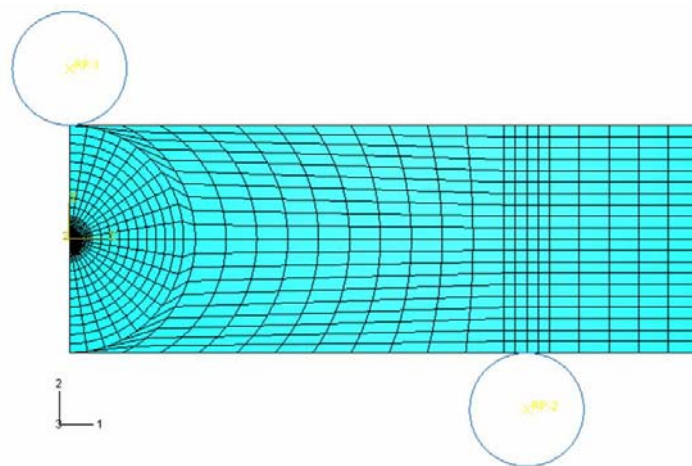


Figura 2.22.- Modelo para las probetas de flexión en tres puntos

Modelo para las probetas compactas

En el caso de las probetas compactas, la punta de la grieta también se ha modelado con un radio de $a \times 10^{-5}$ donde a es la longitud de grieta en estudio. En la zona del frente de grieta la malla se ha refinado considerablemente para ayudar a la convergencia del problema. Se ha modelado la mitad de la

probeta por simetría, con lo elementos de igual espesor que la probeta en cuestión.

Para simular los pernos de aplicación de la carga se han supuesto como superficies rígidas, definiendo un contacto entre la probeta y el perno igual que en el caso de las probetas de flexión.

En la Figura 2.23 se puede ver un ejemplo del mallado.

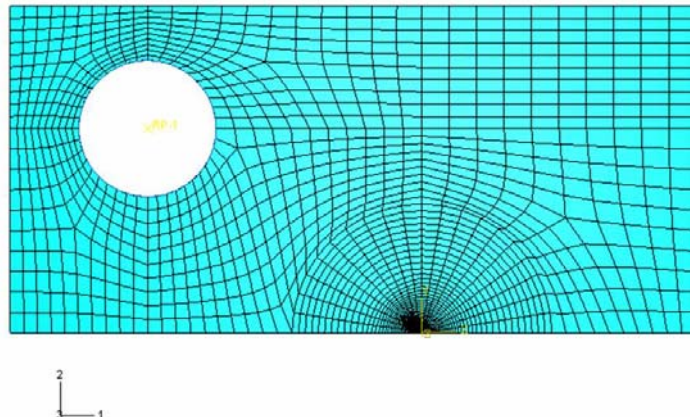


Figura 2.23.- Mallado en 2D de las probetas compactas

CAPITULO 3 - RESULTADOS

Este capítulo incluye los resultados de los ensayos de impacto Charpy y de tenacidad de fractura. También se incluye la fractografía de todas las probetas ensayadas.

Así mismo se muestran los resultados del campo local de tensiones en la punta de grieta para la configuración de plasticidad confinada y para las probetas de flexión en tres puntos y compacta.

3.1. ENSAYOS DE IMPACTO CHARPY

Se han ensayado 26 probetas del material JRQ a temperaturas entre -76 y 170 °C. La energía absorbida junto con la función de ajuste se representa en la Figura 3.1

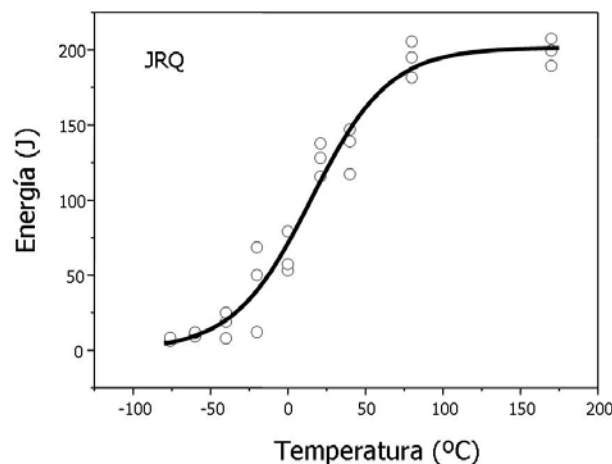


Figura 3.1.- Resultados del ensayo Charpy. Material JRQ

Del material JRQ irradiado se han realizado 10 ensayos a temperaturas entre -20 y 200 °C en las celdas calientes del CIEMAT. La Figura 3.2 muestra los resultados y la función de ajuste correspondiente.

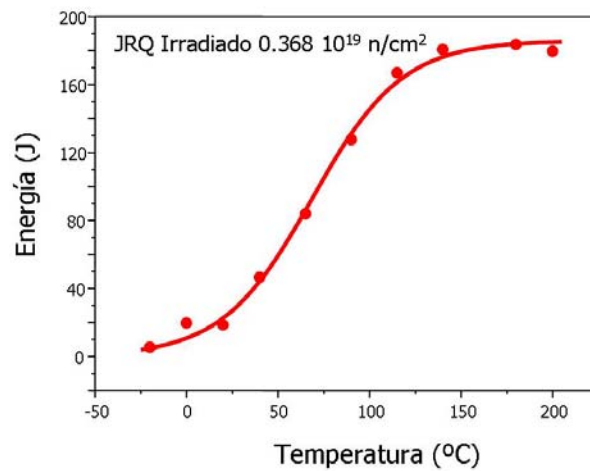


Figura 3.2.- Resultados del ensayo Charpy. Material JRQ Irradiado

Se han ensayado 18 probetas del material MVE a temperaturas entre -100 y 80 °C. En la Figura 3.3 se pueden ver los resultados de estos ensayos y la función de ajuste.

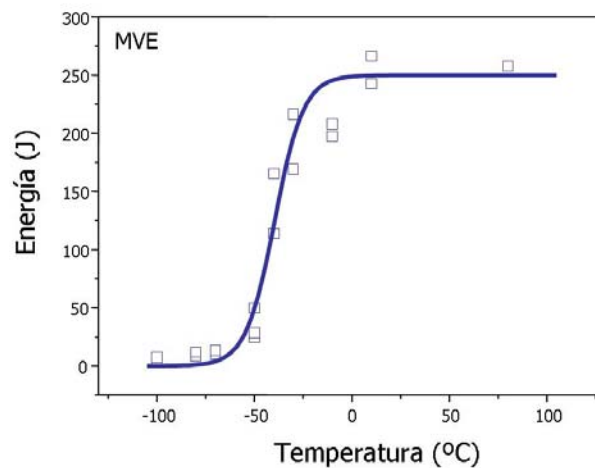


Figura 3.3.- Resultados del ensayo Charpy. Material MVE

En la siguiente tabla se reflejan los parámetros de ajuste así como las temperaturas de referencia de los materiales en estudio.

Tabla 3.1.- Parámetros de ajuste de la curva Charpy

| | JRQ | JRQ Irradiado | MVE |
|-----------|-------|------------------|-------|
| USE (J) | 201 | 186 | 250 |
| T50% (°C) | 15 | 69 | -40 |
| C (°C) | 50 | 49 | 15 |
| T28J (°C) | -30.6 | 26.1 | -54.8 |
| T41J (°C) | -12.9 | 38.7 | -51.6 |

Según los resultados de las temperaturas de referencia de T28J, las temperaturas de ensayo de tenacidad de fracture recomendadas en la norma de ensayo ASTM E1921, dependiendo de la geometría de la probeta son:

Material JRQ

- ✓ Probetas Charpy pre-agrietadas (0.4TSEB): $T_{\text{ensayo}} = T_{28J} - 50 \sim -80^{\circ}\text{C}$
- ✓ Probetas 0.4TCT: $T_{\text{ensayo}} = T_{28J} - 32 \sim -62^{\circ}\text{C}$
- ✓ Probetas 0.5TCT y 0.5TSEB : $T_{\text{ensayo}} = T_{28J} - 28 \sim -58^{\circ}\text{C}$

Material JRQ Irradiado

- ✓ Probetas Charpy preagrietadas (0.4TSEB): $T_{\text{ensayo}} = T_{28J} - 50 \sim -24^{\circ}\text{C}$
- ✓ Probetas 0.5TCT: $T_{\text{ensayo}} = T_{28J} - 28 \sim -2^{\circ}\text{C}$

Material MVE

- ✓ Probetas Charpy preagrietadas (0.4T SEB): $T_{\text{ensayo}} = T_{28J} - 50 \sim -105^{\circ}\text{C}$
- ✓ Probetas 1TCT: $T_{\text{ensayo}} = T_{28J} - 18 \sim -37^{\circ}\text{C}$

3.2. PROPIEDADES DE TRACCION

Tanto para determinar el valor límite de la tenacidad de fractura como para la modelización computacional, es necesario disponer de las propiedades de tracción de los materiales en estudio a diferentes temperaturas. En la siguiente tabla se muestran las propiedades de tracción a temperatura ambiente de los materiales en estudio.

Tabla 3.2.- Propiedades mecánicas a temperatura ambiente

| Material | Fluencia (n/cm ² E>1MeV) | Límite elástico (MPa) | Resistencia (MPa) | Elongación (%) |
|----------|--|-----------------------|----------------------|-------------------|
| JRQ | 0 | 484 | 625 | 24.7 |
| | 0.364 1019 | 563 | 709 | 23.7 |
| MVE | 0 | 456 | 600 | 30 |

El límite elástico para otras temperaturas se estima a partir de las siguientes ecuaciones:

- ✓ Material JRQ

$$\sigma_{YS} = 490.3 - 0.543xT + 3.6x10^{-3} T^2 - 2x10^{-5} T^3 + 4x10^{-8} T^4$$

- ✓ Material JRQ Irradiado: Determinado a partir del ajuste de los resultados de los ensayos de tracción realizados con este material en el CRP III [Lapeña 1993]:

$$\sigma_{YS} = 457,9 + 110,3 * \exp\left(-\frac{T}{418,2}\right)$$

- ✓ Acero MVE: Estimado a partir del análisis de la base de datos de materiales de vasija del EPRI [Server, 1978]:

$$\sigma_{YS} = 460 - 0,598 * T + 2,29 * 10^{-3} * T^2 - 3,2 * 10^{-6} * T^3$$

Donde σ_{YS} es el límite elástico en MPa y T es la temperatura en °C.

En la siguiente tabla se muestran los valores del límite elástico a diferentes temperaturas junto con la función de ajuste.

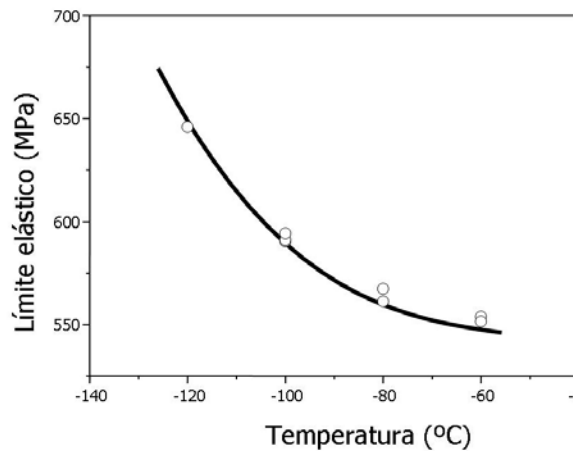


Figura 3.4.- Variación del límite elástico con la temperatura para el material JRQ

En cuanto a las constantes de Ramberg-Osgood, se disponen únicamente para el material JRQ sin irradiar. Para la zona de transición el valor de n es aproximadamente 10 y el valor de alfa es la unidad [Scibetta 1999]. Por lo tanto, en esta zona las curvas tensión-deformación se diferencian únicamente en el límite elástico. Este comportamiento es típico de los aceros de vasija.

3.3. ENSAYOS DE TENACIDAD DE FRACTURA

A continuación se presentan los valores de tenacidad de fractura obtenidos agrupados por material. Las tablas de datos incluyen la identificación de la probetas (ID), la temperatura de ensayo en $^{\circ}C$ (T), el valor de la tenacidad de fractura en $MPa\sqrt{m}$ sin corregir tamaño (K_{JC}) y con la corrección al espesor de referencia ($K_{JC(1T)}$). Además se incluye el valor de δ que es igual a 1 si el dato es válido, es decir inferior al valor límite, e igual a 0 si no lo es, siendo el valor máximo sin corregir tamaño el mostrado en la columna K_{limite} .

Parte de los resultados de tenacidad de fractura aquí presentados se han realizado bajo el marco de los proyectos coordinados del Organismo Internacional de la Energía Atómica OIEA CRP-4 y CRP-5 [Lapeña 2000, Serrano 2004] cuya participación española la conformaba el CIEMAT co-financiado por el Consejo de Seguridad Nuclear y UNESA.

3.3.1. Material JRQ

La matriz de ensayos de tenacidad de fractura se muestra en la siguiente tabla. En total se incluyen 131 probetas de tenacidad de fractura de este material.

Tabla 3.3.- Matriz de ensayos de tenacidad de fractura. Material JRQ

| Material | Tipo | Probeta | Espesor, B (mm) | Alto, W (mm) | Temperatura de ensayo (°C) | Nº de probetas |
|----------|------------------------------|-------------|--------------------|--------------------|----------------------------------|-------------------|
| JRQ | Flexión en tres puntos | 0.2T SEB | 5 | 10 | -100 | 8 |
| | | | | | -90 | 9 |
| | | | | | -60 | 16 |
| | | 0.4T SEB | 10 | 10 | -100 | 6 |
| | | | | | -90 | 6 |
| | | | | | -73 | 8 |
| | | | | | -60 | 6 |
| | | | | | -50 | 2 |
| | | | | | -20 | 3 |
| | | 0.5T SEB | 12.7 | 12.7 | -100 | 6 |
| | | | | | -90 | 6 |
| | | | | | -80 | 5 |
| | Compacta | 0.4TCT | 10 | 20 | -90 | 8 |
| | | | | | -80 | 6 |
| | | | | | -70 | 7 |
| | | | | | -60 | 5 |
| | | 0.5TCT | 12.7 | 25.4 | -100 | 6 |
| | | | | | -90 | 6 |
| | | | | | -80 | 0 |
| | | | | | -70 | 0 |
| | | | | | -60 | 6 |
| | | | | | -73 | 2 |
| | | | | | -50 | 2 |
| | | | | | -20 | 1 |
| | | | | | -15 | 1 |

A continuación se muestran los resultados de estos ensayos.

Probetas Charpy preagrietadas, 0.4T SEB

En total se han realizado 31 ensayos de tenacidad de fractura con probetas tipo Charpy pre-agrietadas, 0.4TSEB. Las temperaturas de ensayo van desde los -100°C hasta los -20°C. El valor de T_0 obtenido por el método de multi-temperatura es de -71°C.

En la Tabla 3.4 se presentan los resultados de estos ensayos. La Figura 3.5 muestra estos resultados junto con la Master Curve, las bandas de tolerancia del 95% y 5% y el límite de validez.

Tabla 3.4.- Resultados de tenacidad de fractura. JRQ 0.4TSEB

| ID | T (°C) | K_{JC} (MPa√m) | $K_{JC(1T)}$ (MPa√m) | δ | $K_{límite}$ (MPa√m) |
|-------|-----------|---------------------|-------------------------|----------|-------------------------|
| Q1181 | -100 | 63,50 | 54,45 | 1 | 155,06 |
| Q1091 | -100 | 70,71 | 60,17 | 1 | 155,40 |
| Q1041 | -100 | 74,89 | 63,48 | 1 | 153,16 |
| Q1151 | -100 | 78,80 | 66,58 | 1 | 153,10 |
| Q1051 | -100 | 90,42 | 75,78 | 1 | 154,80 |
| Q1121 | -100 | 97,47 | 81,36 | 1 | 155,03 |
| Q1061 | -90 | 61,71 | 53,04 | 1 | 151,13 |
| Q1111 | -90 | 66,13 | 56,54 | 1 | 152,06 |
| Q1031 | -90 | 69,29 | 59,04 | 1 | 151,88 |
| Q1081 | -90 | 106,17 | 88,25 | 1 | 150,01 |
| Q1171 | -90 | 124,85 | 103,06 | 1 | 150,60 |
| Q1141 | -87 | 44,48 | 44,48 | 1 | 149,80 |
| Q231 | -73 | 62,79 | 53,89 | 1 | 151,74 |
| Q281 | -73 | 93,25 | 78,02 | 1 | 151,23 |
| Q271 | -73 | 94,68 | 79,15 | 1 | 153,35 |
| Q221 | -73 | 101,57 | 84,61 | 1 | 151,78 |
| Q241 | -73 | 135,07 | 111,15 | 1 | 151,92 |
| Q261 | -73 | 144,39 | 118,53 | 1 | 151,12 |
| Q251 | -73 | 148,28 | 121,61 | 1 | 150,21 |
| Q291 | -73 | 177,93 | 145,10 | 0 | 151,52 |
| Q1011 | -60 | 115,82 | 95,90 | 1 | 142,67 |
| Q1161 | -60 | 148,67 | 121,92 | 0 | 142,46 |

| ID | T (°C) | K _{JC} (MPa√m) | K _{JC(1T)} (MPa√m) | δ | K _{límite} (MPa√m) |
|-------|--------|-------------------------|-----------------------------|---|-----------------------------|
| Q1071 | -60 | 156,22 | 127,91 | 0 | 146,53 |
| Q1101 | -60 | 164,84 | 134,73 | 0 | 144,79 |
| Q1021 | -60 | 173,45 | 141,55 | 0 | 146,36 |
| Q1131 | -60 | 190,90 | 155,37 | 0 | 144,60 |
| Q2111 | -50 | 112,17 | 93,01 | 1 | 149,61 |
| Q2121 | -50 | 198,47 | 161,37 | 0 | 148,87 |
| Q133 | -20 | 235,53 | 190,72 | 0 | 140,16 |
| Q213 | -20 | 276,56 | 223,22 | 0 | 139,81 |
| Q111 | -20 | 448,51 | 359,43 | 0 | 142,26 |

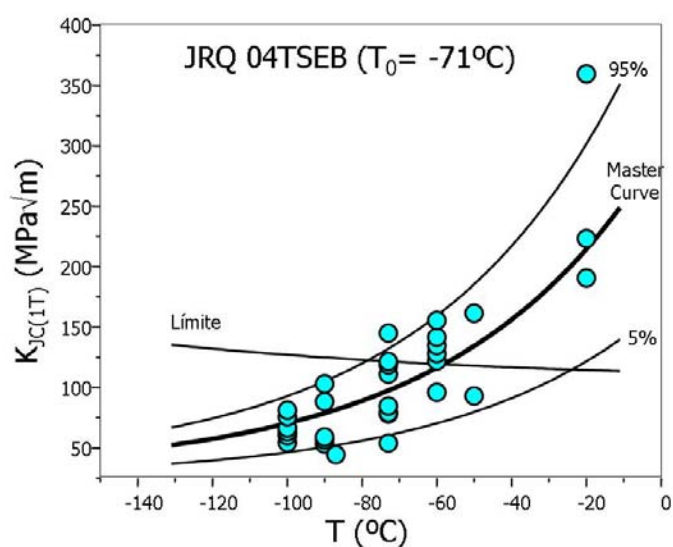


Figura 3.5.- Resultados material JRQ probetas 0.4T SEB

Probetas Charpy miniatura, 0.2T SEB

Se han realizado 33 ensayos de tenacidad de fractura con probetas de flexión en tres puntos miniatura, 0.2T SEB de 5 mm de espesor, cuyos resultados se muestran en la Tabla 3.5.

El valor de T_0 obtenido con estas probetas es de -76°C. En Figura 3.6 se muestran los resultados de estos ensayos.

Tabla 3.5.- Resultados de tenacidad de fractura. JRQ 0.2TSEB

| ID | T (°C) | K _{JC} (MPa√m) | K _{JC(1T)} (MPa√m) | δ | K _{límite} (MPa√m) |
|------|-----------|----------------------------|--------------------------------|---|--------------------------------|
| Q13 | -100 | 107,17 | 78,06 | 1 | 150,67 |
| Q62 | -100 | 126,21 | 90,75 | 1 | 150,44 |
| Q12 | -100 | 39,64 | 39,64 | 1 | 151,35 |
| Q11 | -100 | 84,92 | 63,24 | 1 | 151,69 |
| Q23 | -100 | 130,61 | 93,68 | 1 | 150,73 |
| Q71 | -100 | 112,34 | 81,51 | 1 | 151,19 |
| Q103 | -100 | 95,93 | 70,57 | 1 | 151,50 |
| Q32 | -100 | 183,53 | 128,93 | 0 | 151,66 |
| Q42 | -90 | 101,21 | 74,09 | 1 | 148,29 |
| Q102 | -90 | 92,45 | 68,26 | 1 | 149,20 |
| Q33 | -90 | 105,91 | 77,22 | 1 | 159,58 |
| Q61 | -90 | 100,31 | 73,49 | 1 | 149,18 |
| Q43 | -90 | 107,54 | 78,31 | 1 | 149,65 |
| Q113 | -90 | 53,48 | 42,30 | 1 | 149,37 |
| Q111 | -90 | 93,61 | 69,03 | 1 | 148,28 |
| Q52 | -90 | 150,79 | 107,12 | 0 | 147,43 |
| Q63 | -90 | 196,00 | 137,23 | 0 | 152,40 |
| Q72 | -60 | 130,67 | 93,72 | 1 | 141,39 |
| Q73 | -60 | 133,76 | 95,78 | 1 | 141,51 |
| Q112 | -60 | 125,98 | 90,59 | 1 | 142,75 |
| Q41 | -60 | 112,43 | 81,57 | 1 | 142,19 |
| Q31 | -60 | 136,22 | 97,42 | 1 | 142,10 |
| Q51 | -60 | 104,26 | 76,13 | 1 | 144,46 |
| Q92 | -60 | 94,87 | 69,87 | 1 | 140,39 |
| Q22 | -60 | 146,50 | 104,26 | 0 | 141,12 |
| Q101 | -60 | 154,67 | 109,70 | 0 | 143,15 |
| Q83 | -60 | 269,87 | 186,44 | 0 | 142,26 |
| Q81 | -60 | 221,70 | 154,35 | 0 | 141,41 |
| Q91 | -60 | 345,94 | 237,11 | 0 | 141,69 |
| Q21 | -60 | 216,09 | 150,62 | 0 | 141,91 |
| Q93 | -60 | 215,77 | 150,40 | 0 | 141,06 |
| Q82 | -60 | 345,42 | 236,76 | 0 | 141,04 |
| Q53 | -60 | 344,43 | 236,10 | 0 | 141,35 |

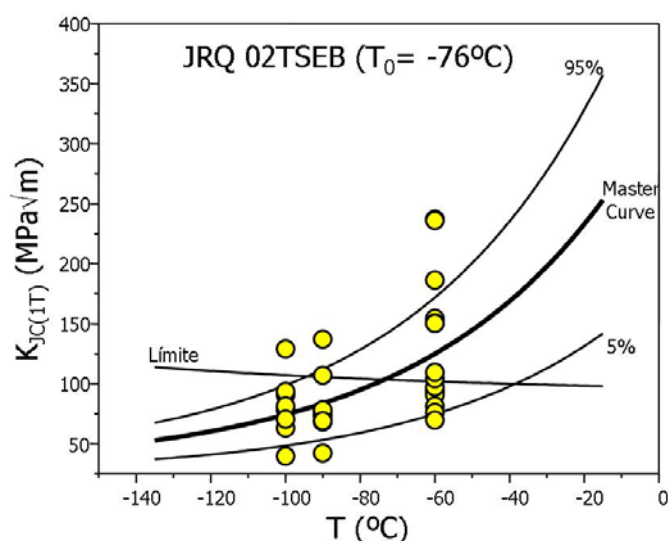


Figura 3.6.- Resultados material JRQ probetas 0.2T SEB

Probetas de flexión en tres puntos de $\frac{1}{2}$ " de espesor (0.5T SEB)

En total se han realizado 17 ensayos de tenacidad de fractura con probetas de flexión en tres puntos de $\frac{1}{2}$ " de espesor, a temperaturas entre -100 y -80 $^{\circ}\text{C}$, tal y como se refleja en la Tabla 3.6. El valor de T_0 obtenido con esta geometría de probetas es de -72 $^{\circ}\text{C}$.

En la Figura 3.7, se muestran los resultados de estos ensayos

Tabla 3.6.- Resultados de tenacidad de fractura. Material JRQ 0.5TSEB

| ID | T ($^{\circ}\text{C}$) | K_{JC} ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) | $K_{JC(1T)}$ ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) | δ | $K_{\text{límite}}$ ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) |
|----------|-----------------------------|---|---|----------|--|
| SEB 3102 | -100 | 49,94 | 49,94 | 1 | 152,72 |
| SEB 353 | -100 | 53,47 | 48,14 | 1 | 152,21 |
| SEB 392 | -100 | 55,07 | 49,48 | 1 | 151,56 |
| SEB 361 | -100 | 59,13 | 52,91 | 1 | 153,32 |
| SEB 351 | -100 | 68,52 | 60,79 | 1 | 150,53 |
| SEB 363 | -100 | 83,04 | 73,00 | 1 | 153,15 |
| SEB 362 | -90 | 82,18 | 72,28 | 1 | 148,89 |
| SEB 371 | -90 | 90,50 | 79,25 | 1 | 152,17 |

| ID | T (°C) | K_{JC} (MPa√m) | $K_{JC(1T)}$ (MPa√m) | δ | $K_{límite}$ (MPa√m) |
|----------|--------|------------------|----------------------|----------|----------------------|
| SEB 3103 | -90 | 106,05 | 92,33 | 1 | 150,37 |
| SEB 382 | -90 | 109,59 | 95,33 | 1 | 147,95 |
| SEB 383 | -90 | 111,95 | 97,27 | 1 | 148,97 |
| SEB 391 | -90 | 125,10 | 108,37 | 1 | 148,17 |
| SEB 373 | -80 | 72,73 | 64,31 | 1 | 148,09 |
| SEB 381 | -80 | 103,15 | 89,90 | 1 | 149,64 |
| SEB 3101 | -80 | 108,44 | 94,34 | 1 | 148,44 |
| SEB 372 | -80 | 116,86 | 101,44 | 1 | 148,77 |
| SEB 352 | -80 | 142,54 | 123,04 | 1 | 147,14 |

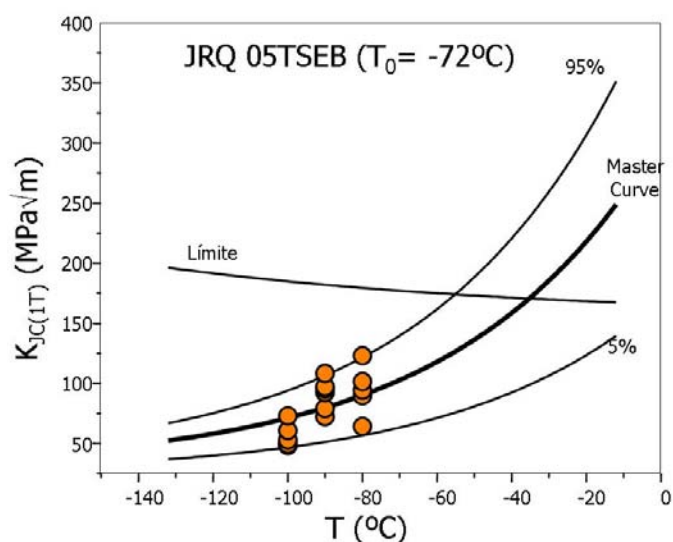


Figura 3.7.- Resultados material JRQ probetas 0.5T SEB

Probetas compactas de ½" de espesor (0.5TCT)

En total se han realizado 17 ensayos de tenacidad de fractura con probetas compactas de ½" de espesor, a temperaturas entre -100 y -80°C, tal y como se refleja en la Tabla 3.7. El valor de T_0 obtenido con esta geometría de probetas es de -55°C.

En la Figura 3.8, se muestran los resultados de estos ensayos

Tabla 3.7.- Resultados de tenacidad de fractura. JRQ 0.5TCT

| ID | T (°C) | K _{JC} (MPa√m) | K _{JC(1T)} (MPa√m) | δ | K _{límite} (MPa√m) |
|--------|-----------|----------------------------|--------------------------------|---|--------------------------------|
| CT 315 | -100 | 63,82 | 56,79 | 1 | 221,98 |
| CT 313 | -100 | 64,04 | 57,04 | 1 | 218,11 |
| CT 323 | -100 | 79,07 | 69,67 | 1 | 219,40 |
| CT 334 | -100 | 79,76 | 70,17 | 1 | 220,52 |
| CT 342 | -100 | 82,89 | 72,90 | 1 | 223,48 |
| CT 344 | -100 | 87,46 | 76,70 | 1 | 222,59 |
| CT 312 | -90 | 61,91 | 55,20 | 1 | 216,77 |
| CT 325 | -90 | 66,09 | 58,74 | 1 | 216,24 |
| CT 331 | -90 | 68,43 | 60,71 | 1 | 218,19 |
| CT 343 | -90 | 88,68 | 77,72 | 1 | 219,54 |
| CT 345 | -90 | 90,96 | 79,65 | 1 | 218,65 |
| CT 332 | -90 | 117,78 | 102,15 | 1 | 217,43 |
| CT 311 | -60 | 57,97 | 51,93 | 1 | 206,50 |
| CT 341 | -60 | 77,37 | 68,23 | 1 | 206,50 |
| CT 324 | -60 | 78,42 | 69,09 | 1 | 202,57 |
| CT 322 | -60 | 113,12 | 98,33 | 1 | 206,78 |
| CT 321 | -60 | 117,77 | 102,21 | 1 | 207,40 |
| CT 314 | -60 | 123,51 | 106,93 | 1 | 209,50 |
| Q435 | -73 | 57,17 | 51,25 | 1 | 221,51 |
| Q441 | -73 | 93,32 | 81,66 | 1 | 221,51 |
| Q431 | -50 | 108,32 | 94,27 | 1 | 214,71 |
| Q415 | -50 | 137,01 | 118,40 | 1 | 214,71 |
| Q425 | -20 | 237,10 | 202,55 | 0 | 202,85 |
| Q422 | -15 | 228,43 | 195,27 | 0 | 204,98 |
| Q443 | -15 | 155,77 | 134,17 | 1 | 205,54 |

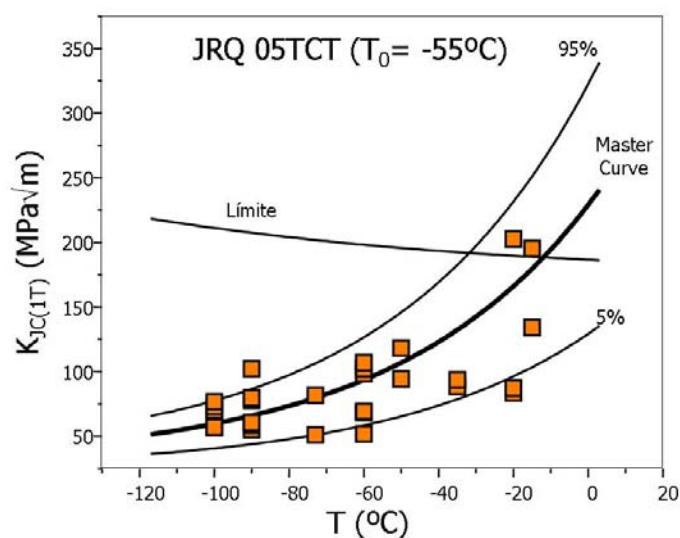


Figura 3.8.- Resultados material JRQ probetas 0.5TCT

Probetas compactas de 10 mm de espesor (0.4TCT)

En total se han realizado 26 ensayos de tenacidad de fractura con probetas compactas de 10 mm espesor, a temperaturas entre -90 y -60°C , tal y como se refleja en la Tabla 3.8. El valor de T_0 obtenido con esta geometría de probetas es de -51°C .

En la Figura 3.9, se muestran los resultados de estos ensayos

Tabla 3.8.- Resultados de tenacidad de fractura. JRQ 0.4TCT

| ID | T ($^{\circ}\text{C}$) | K_{JC} ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) | $K_{JC(1T)}$ ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) | δ | $K_{\text{límite}}$ ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) |
|---------|-----------------------------|---|---|----------|--|
| CT 2016 | -90 | 40,47 | 40,47 | 1 | 191,94 |
| CT 2045 | -90 | 65,76 | 56,23 | 1 | 188,44 |
| CT 2026 | -90 | 69,54 | 59,27 | 1 | 187,97 |
| CT 2044 | -90 | 74,04 | 62,79 | 1 | 189,10 |
| CT 2021 | -90 | 80,53 | 67,89 | 1 | 190,73 |
| CT 2024 | -90 | 81,52 | 68,75 | 1 | 187,95 |
| CT 2037 | -90 | 87,25 | 73,23 | 1 | 187,49 |
| CT 2025 | -90 | 90,85 | 76,13 | 1 | 190,94 |

| ID | T (°C) | K _{JC} (MPa√m) | K _{JC(1T)} (MPa√m) | δ | K _{límite} (MPa√m) |
|---------|--------|-------------------------|-----------------------------|---|-----------------------------|
| CT 2027 | -80 | 54,11 | 47,03 | 1 | 185,17 |
| CT 2014 | -80 | 55,57 | 48,18 | 1 | 189,18 |
| CT 2041 | -80 | 85,58 | 71,94 | 1 | 186,66 |
| CT 2013 | -80 | 97,31 | 81,26 | 1 | 185,55 |
| CT 2043 | -80 | 98,61 | 82,26 | 1 | 188,44 |
| CT 2034 | -80 | 132,40 | 109,08 | 1 | 187,08 |
| CT 2032 | -70 | 78,34 | 66,22 | 1 | 186,08 |
| CT 2031 | -70 | 83,98 | 70,71 | 1 | 184,47 |
| CT 2033 | -70 | 87,99 | 73,86 | 1 | 188,56 |
| CT 2023 | -70 | 91,00 | 76,24 | 1 | 184,96 |
| CT 2022 | -70 | 99,70 | 83,38 | 1 | 178,25 |
| CT 2035 | -70 | 108,02 | 89,72 | 1 | 181,31 |
| CT 2017 | -70 | 110,91 | 91,97 | 1 | 184,92 |
| CT 2012 | -60 | 81,54 | 68,74 | 1 | 183,46 |
| CT 2046 | -60 | 104,62 | 87,01 | 1 | 178,26 |
| CT 2011 | -60 | 109,77 | 91,08 | 1 | 180,04 |
| CT 2047 | -60 | 114,44 | 94,76 | 1 | 181,67 |
| CT 2015 | -60 | 116,87 | 96,86 | 1 | 183,77 |

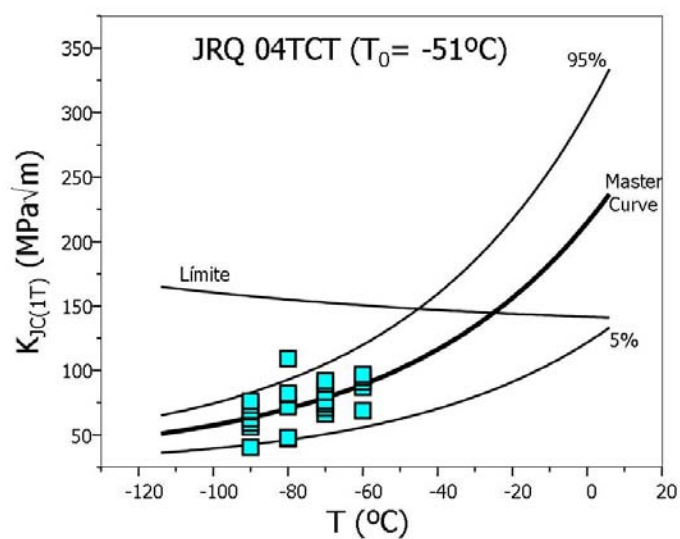


Figura 3.9 .- Resultados material JRQ probetas 0.4TCT

3.3.2. Material JRQ Irradiado

La matriz de ensayos de tenacidad de fractura se muestra en la siguiente tabla, que incluye en total 22 probetas de flexión y 9 de tipo compacto.

Tabla 3.9.- Matriz de ensayos de tenacidad de fractura. Material JRQ Irradiado

| Material | Tipo | Probeta | Espesor, B (mm) | Alto, W (mm) | Temperatura de ensayo | Nº de probetas |
|---------------|------------------------|----------|-----------------|--------------|-----------------------|----------------|
| JRQ Irradiado | Flexión en tres puntos | 0.4T SEB | 10 | 10 | -30 | 6 |
| | | | | | -50 | 2 |
| | | | | | -40 | 4 |
| | | | | | -20 | 8 |
| | | | | | -10 | 2 |
| | Compacta | 0.5TCT | 12.7 | 25.4 | -30 | 2 |
| | | | | | -20 | 2 |
| | | | | | -10 | 1 |
| | | | | | 20 | 4 |

Probetas Charpy preagrietadas (0.4T SEB)

Se han realizado 22 ensayos de tenacidad de fractura con probetas de flexión en tres puntos de 10 mm de espesor del material JRQ irradiado entre -50°C y -10°C. Los resultados de estos ensayos pueden verse en la Tabla 3.10 y en la Figura 3.10. El valor de T_0 en este caso es de -24°C.

Tabla 3.10.- Resultados de tenacidad de fractura. JRQ irradiado 0.4TSEB

| ID | T (°C) | K_{JC} (MPa√m) | $K_{JC(1T)}$ (MPa√m) | δ | $K_{límite}$ (MPa√m) |
|-----|--------|------------------|----------------------|----------|----------------------|
| P48 | -50 | 62,72 | 53,84 | 1 | 161,48 |
| P07 | -50 | 104,05 | 86,57 | 1 | 160,52 |
| P06 | -40 | 64,71 | 55,42 | 1 | 158,30 |

| ID | T (°C) | K_{JC} (MPa√m) | $K_{JC(1T)}$ (MPa√m) | δ | $K_{límite}$ (MPa√m) |
|-----|--------|------------------|----------------------|----------|----------------------|
| P29 | -40 | 73,80 | 62,62 | 1 | 156,39 |
| P17 | -40 | 95,20 | 79,57 | 1 | 153,28 |
| P03 | -40 | 121,36 | 100,29 | 1 | 159,86 |
| P9 | -30 | 83,52 | 70,32 | 1 | 157,27 |
| P50 | -30 | 127,29 | 104,99 | 1 | 158,20 |
| P05 | -30 | 89,49 | 75,04 | 1 | 155,18 |
| P47 | -30 | 108,62 | 90,20 | 1 | 158,17 |
| P27 | -30 | 116,73 | 96,62 | 1 | 155,74 |
| P10 | -30 | 133,11 | 109,60 | 1 | 154,82 |
| P20 | -20 | 85,14 | 71,60 | 1 | 157,47 |
| P18 | -20 | 86,28 | 72,50 | 1 | 155,78 |
| P39 | -20 | 94,10 | 78,70 | 1 | 160,56 |
| P04 | -20 | 145,58 | 119,48 | 1 | 153,11 |
| P19 | -20 | 152,26 | 124,77 | 1 | 155,16 |
| P08 | -20 | 154,14 | 126,25 | 0 | 149,87 |
| P40 | -20 | 228,04 | 184,79 | 0 | 153,69 |
| P38 | -20 | 229,35 | 185,83 | 0 | 153,87 |
| P49 | -10 | 124,89 | 103,09 | 1 | 152,76 |
| P02 | -10 | 203,10 | 165,03 | 0 | 156,12 |

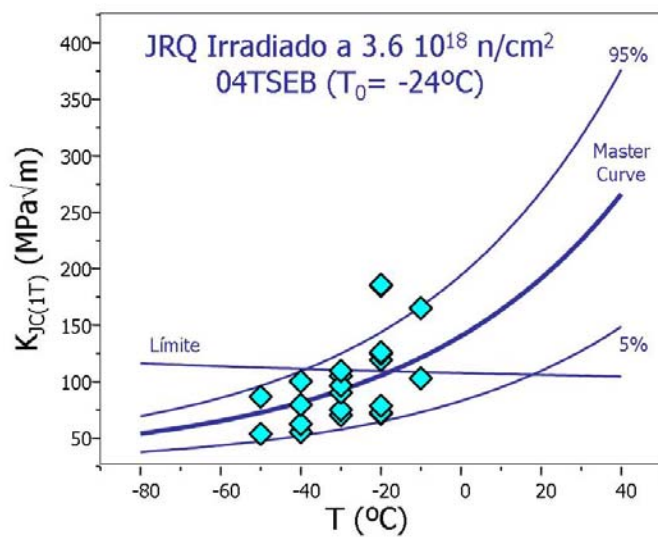


Figura 3.10.- Resultados material JRQ Irradiado probetas 0.4TSEB

Probetas compactas de ½" de espesor (0.5TCT)

Se han ensayado 9 probetas compactas de ½" de espesor del material JRQ irradiado entre -30°C y 22°C mostrándose los resultados en la Tabla 3.11 y en la Figura 3.11. Para esta condición el valor de T_0 es de -2°C

Tabla 3.11.- Resultados de tenacidad de fractura. JRQ irradiado 0.5TCT

| ID | T (°C) | K_{JC} (MPa√m) | $K_{JC(1T)}$ (MPa√m) | δ | $K_{límite}$ (MPa√m) |
|-------|--------|------------------|----------------------|----------|----------------------|
| T-33 | -30 | 70,13 | 62,16 | 1 | 220,87 |
| T-28 | -30 | 54,02 | 48,61 | 1 | 223,01 |
| T-29 | -20 | 85,01 | 74,67 | 1 | 220,90 |
| T-27 | -20 | 48,37 | 48,37 | 1 | 218,14 |
| T-36 | -10 | 113,87 | 98,93 | 1 | 218,75 |
| CT-23 | 20 | 196,98 | 168,82 | 1 | 202,45 |
| CT-24 | 20 | 217,74 | 186,28 | 0 | 204,64 |
| CT-25 | 20 | 152,86 | 131,72 | 1 | 202,45 |
| CT-26 | 20 | 168,43 | 144,82 | 1 | 202,45 |

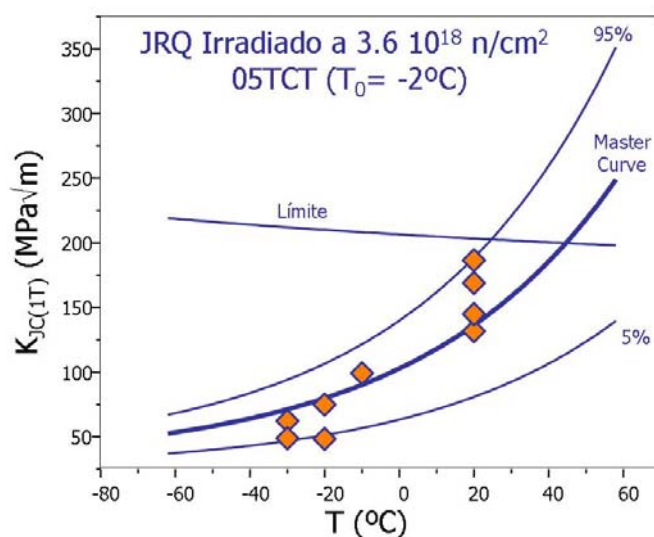


Figura 3.11.- Resultados material JRQ Irradiado probetas 0.5TCT

3.3.3. Material MVE

La matriz de ensayos de tenacidad de fractura se muestra en la siguiente tabla. En total se incluyen 30 probetas de flexión y 12 de tipo compacto.

Tabla 3.12.- Matriz de ensayos de tenacidad de fractura. Material JRQ Irradiado

| Material | Tipo | Probeta | Espesor, B (mm) | Alto, W (mm) | Temperatura de ensayo | Nº de probetas |
|----------|------------------------------|-------------|--------------------|--------------------|--------------------------|-------------------|
| MVE | Flexión en tres puntos | 0.4T SEB | 10 | 10 | -160 | 2 |
| | | | | | -150 | 2 |
| | | | | | -140 | 7 |
| | | | | | -130 | 2 |
| | | | | | -121 | 8 |
| | | | | | -110 | 2 |
| | | | | | -100 | 4 |
| | | | | | -90 | 1 |
| | | | | | -75 | 2 |
| | Compacta | 1TCT | 12.7 | 25.4 | -120 | 1 |
| | | | | | -110 | 1 |
| | | | | | -100 | 2 |
| | | | | | -90 | 2 |
| | | | | | -85 | 1 |
| | | | | | -80 | 1 |
| | | | | | -70 | 4 |

Probetas Charpy preagrietadas (0.4T SEB)

Los 30 ensayos de tenacidad de fractura del material MVE con probetas de flexión en tres puntos de 10 mm de espesor se han realizado entre -160°C y -75°C. Los resultados de estos ensayos se muestran en la Tabla 3.13 y en la Figura 3.12

Tabla 3.13.- Resultados de tenacidad de fractura. MVE 0.4TSEB

| ID | T (°C) | K _{JC} (MPa√m) | K _{JC(1T)} (MPa√m) | δ | K _{límite} (MPa√m) |
|------|-----------|----------------------------|--------------------------------|---|--------------------------------|
| Z217 | -160 | 55,01 | 47,73 | 1 | 161,29 |
| Z215 | -160 | 62,16 | 53,39 | 1 | 162,70 |
| Z219 | -150 | 82,27 | 69,33 | 1 | 158,17 |
| Z222 | -150 | 148,49 | 121,78 | 1 | 158,49 |
| Z216 | -140 | 68,17 | 58,16 | 1 | 154,77 |
| Z207 | -140 | 72,89 | 61,89 | 1 | 156,03 |
| Z221 | -140 | 79,66 | 67,26 | 1 | 156,15 |
| Z220 | -140 | 85,26 | 71,69 | 1 | 156,69 |
| Z202 | -140 | 96,16 | 80,33 | 1 | 156,46 |
| Z218 | -140 | 152,20 | 124,71 | 1 | 155,21 |
| Z201 | -140 | 173,60 | 141,67 | 0 | 155,62 |
| Z210 | -130 | 72,58 | 61,65 | 1 | 155,28 |
| Z205 | -130 | 113,55 | 94,11 | 1 | 153,82 |
| Z37 | -121 | 76,10 | 64,43 | 1 | 152,79 |
| Z35 | -121 | 78,67 | 66,48 | 1 | 155,86 |
| Z33 | -121 | 91,65 | 76,76 | 1 | 155,89 |
| Z32 | -121 | 96,69 | 80,74 | 1 | 154,92 |
| Z34 | -121 | 131,83 | 108,58 | 1 | 155,44 |
| Z311 | -121 | 139,79 | 114,89 | 1 | 155,52 |
| Z31 | -121 | 171,64 | 140,12 | 0 | 156,35 |
| Z38 | -121 | 196,38 | 159,72 | 0 | 153,90 |
| Z211 | -110 | 122,81 | 101,44 | 1 | 150,46 |
| Z213 | -110 | 129,54 | 106,77 | 1 | 149,87 |
| Z203 | -100 | 110,37 | 91,59 | 1 | 147,64 |
| Z204 | -100 | 128,62 | 106,04 | 1 | 149,26 |
| Z209 | -100 | 172,30 | 140,64 | 0 | 149,07 |
| Z206 | -100 | 268,81 | 217,09 | 0 | 148,93 |
| Z39 | -90 | 171,05 | 139,65 | 0 | 150,20 |

| ID | T (°C) | K_{JC} (MPa√m) | $K_{JC(1T)}$ (MPa√m) | δ | $K_{límite}$ (MPa√m) |
|------|--------|------------------|----------------------|----------|----------------------|
| Z213 | -75 | 146,58 | 120,27 | 0 | 143,06 |
| Z214 | -75 | 188,68 | 153,62 | 0 | 147,29 |

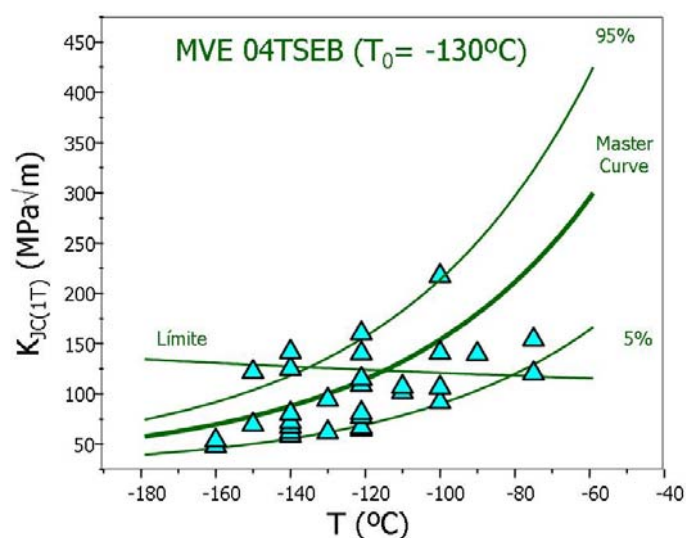


Figura 3.12.- Resultados ensayos del material MVE. Probetas 0.4TSEB

Probetas compactas de 1" de espesor (1TCT)

Se han ensayado 13 probetas compactas de 1" de espesor del material MVE entre -120°C y -70°C. Los resultados se muestran en Tabla 3.14 y en la Figura 3.13

Tabla 3.14.- Resultados de tenacidad de fractura. MVE 1TCT

| ID | T (°C) | K_{JC} (MPa√m) | $K_{JC(1T)}$ (MPa√m) | δ | $K_{límite}$ (MPa√m) |
|-----|--------|------------------|----------------------|----------|----------------------|
| Z42 | -120 | 76,15 | 76,15 | 1 | 335,56 |
| Z23 | -110 | 122,90 | 122,90 | 1 | 328,28 |
| Z34 | -100 | 93,72 | 93,72 | 1 | 336,48 |

| ID | T (°C) | K_{JC} (MPa√m) | $K_{JC(1T)}$ (MPa√m) | δ | $K_{límite}$ (MPa√m) |
|-----|--------|------------------|----------------------|----------|----------------------|
| Z33 | -100 | 97,25 | 97,25 | 1 | 338,06 |
| Z43 | -90 | 86,04 | 86,04 | 1 | 320,97 |
| Z24 | -90 | 149,95 | 149,95 | 1 | 319,43 |
| A54 | -85 | 136,99 | 136,99 | 1 | 293,40 |
| Z32 | -80 | 127,22 | 127,22 | 1 | 316,70 |
| Z41 | -80 | 234,62 | 234,62 | 1 | 315,71 |
| Z21 | -70 | 182,09 | 182,09 | 1 | 310,51 |
| Z22 | -70 | 189,60 | 189,60 | 1 | 308,40 |
| Z44 | -70 | 269,14 | 269,14 | 1 | 322,44 |
| Z31 | -70 | 349,87 | 349,87 | 0 | 309,23 |

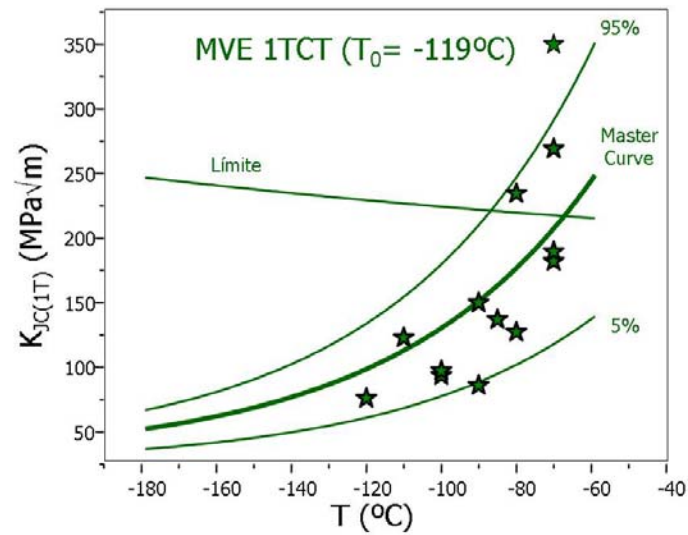


Figura 3.13.- Resultados material MVE 1TCT

3.3.4. Valores de T_0

En la Tabla 3.15 se resumen los resultados experimentales. En esta tabla se muestran el material ensayado y las diferentes geometrías de probetas, con sus respectivos valores de espesor (B) y altura (W), el valor de T_0 así como su desviación estándar asociada σ , el número de probetas ensayadas N , el número de datos válidos r y el factor de ponderación.

Tabla 3.15.- Valores de T_0

| MATERIAL | PROBETA | T_0 (°C) | σ (°C) | N | r | FP |
|---------------|---------|---------------|------------------|----|----|-----|
| JRQ | 0.2TSEB | -76 | 4.10 | 33 | 21 | 5.3 |
| | 0.4TSEB | -71 | 4.10 | 31 | 21 | 4.4 |
| | 0.5TSEB | -72 | 4.56 | 17 | 17 | 2.5 |
| | 0.4TCT | -51 | 3.69 | 26 | 26 | 3.7 |
| | 0.5TCT | -55 | 3.62 | 29 | 27 | 4.4 |
| JRQ Irradiado | 0.4TSEB | -24 | 4.43 | 22 | 18 | 3.5 |
| | 0.5TCT | -2 | 6.65 | 9 | 8 | 1.4 |
| MVE | 0.4TSEB | -130 | 4.01 | 30 | 22 | 4.6 |
| | 1TCT | -119 | 5.43 | 13 | 12 | 2.2 |

El criterio de cálculo de T_0 por el método multi temperatura es el expuesto en la norma ASTM E1921-05, es decir se utilizan todos los datos de tenacidad de fractura dentro de la ventana de validez de la Figura 3.14. Los datos de tenacidad que superen el límite de validez de $K_{JClimit}$ se censuran sustituyéndolos por el valor límite de tenacidad correspondiente a la misma temperatura, y solamente se incluyen en el análisis los datos que se encuentren en el rango de temperaturas de $(T-T_0)$ entre -50°C y $+50^\circ\text{C}$.

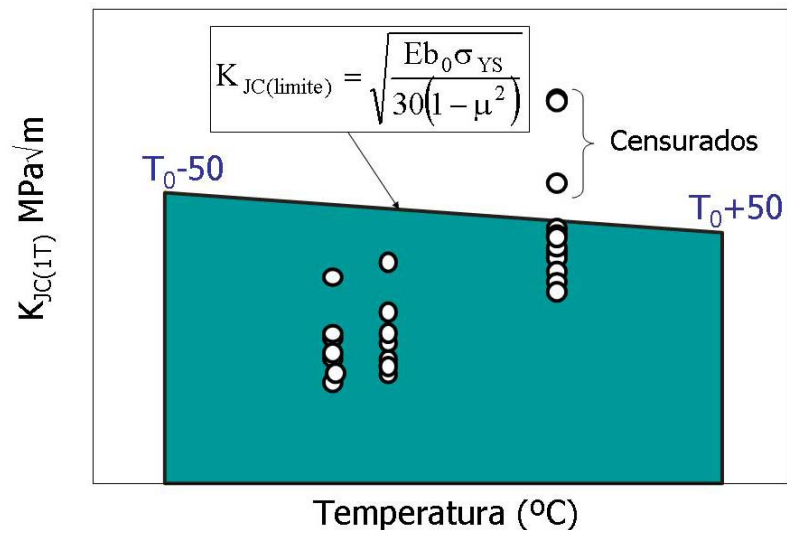


Figura 3.14.- Ventana de validez

3.4. FRACTOGRAFIA

Se ha realizado un análisis fractográfico de todas las probetas de tenacidad de fractura ensayadas. En las siguientes figuras se muestran un resumen de las superficies de fractura.

En estas figuras se muestra la superficie de fractura cercana a la pre-grieta de fatiga. Aunque la fractura observada de todas las probetas es siempre de clivaje, en algunos casos para el material JRQ se observan pequeñas áreas de fractura intergranular.

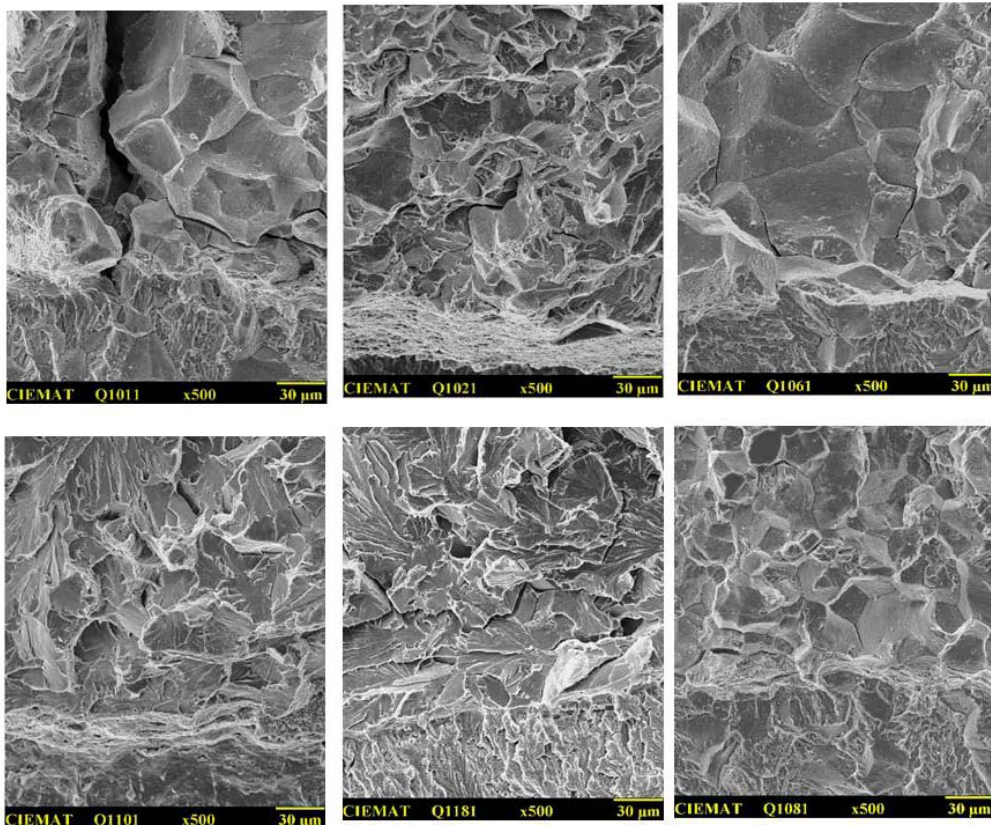


Figura 3.15.- Fractografías material JRQ probetas 04TSEB

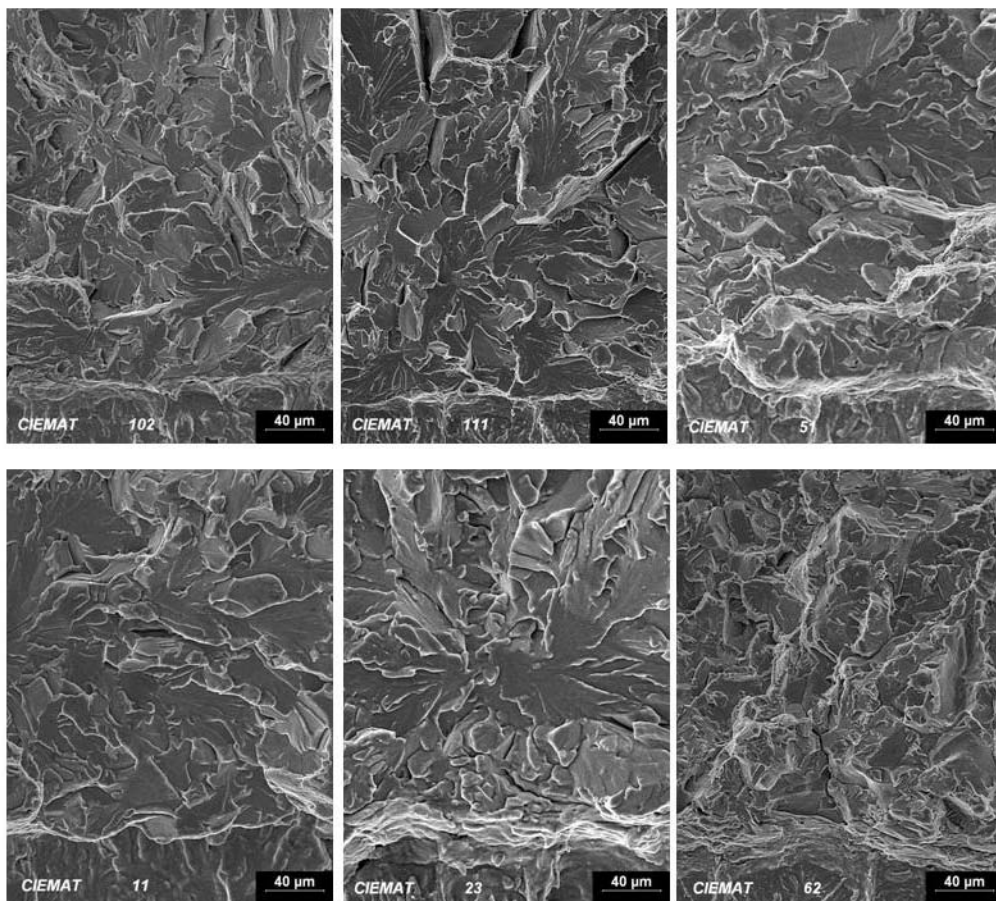


Figura 3.16.- Fractografías material JRQ probetas 02TSEB

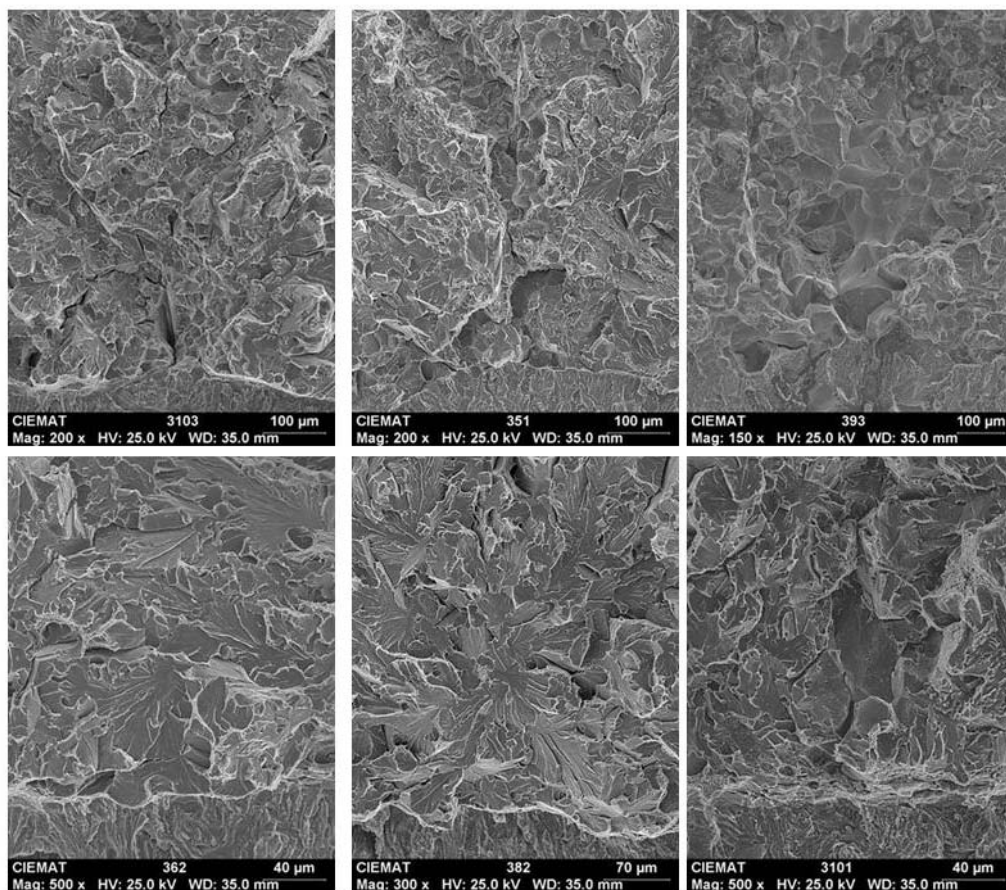


Figura 3.17.- Fractografías material JRQ probetas 05TSEB

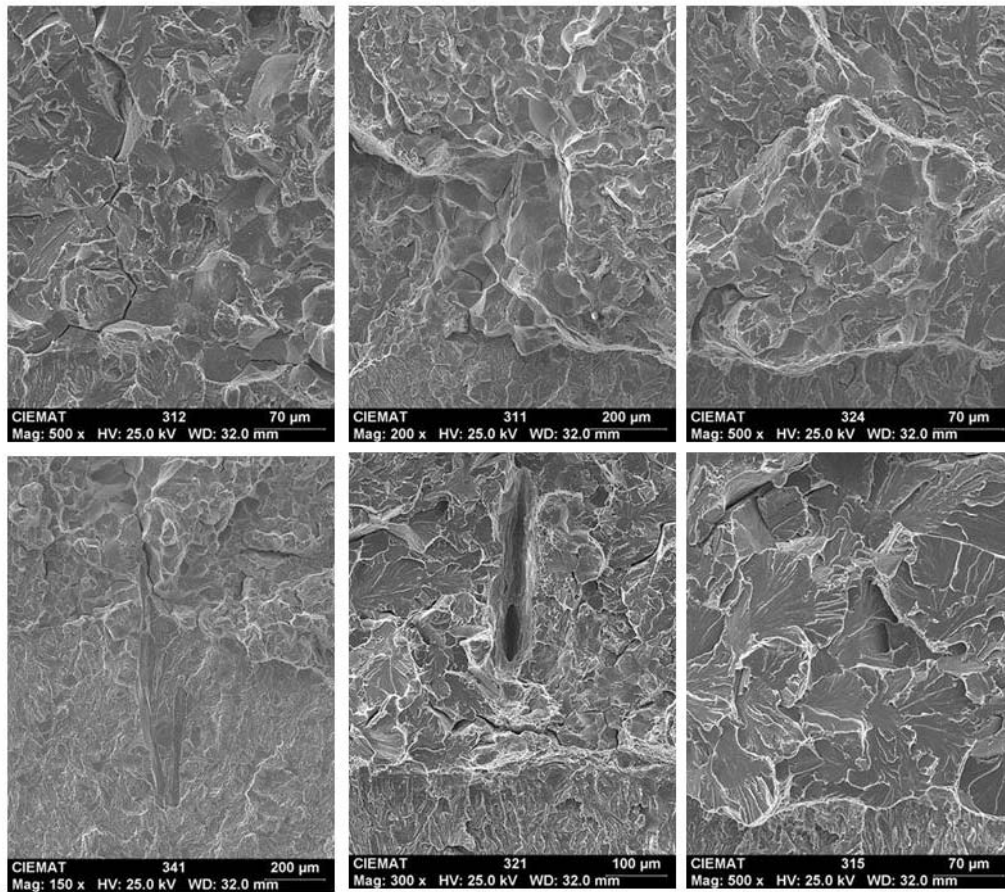


Figura 3.18.- Fractografías material JRQ probetas 05TCT

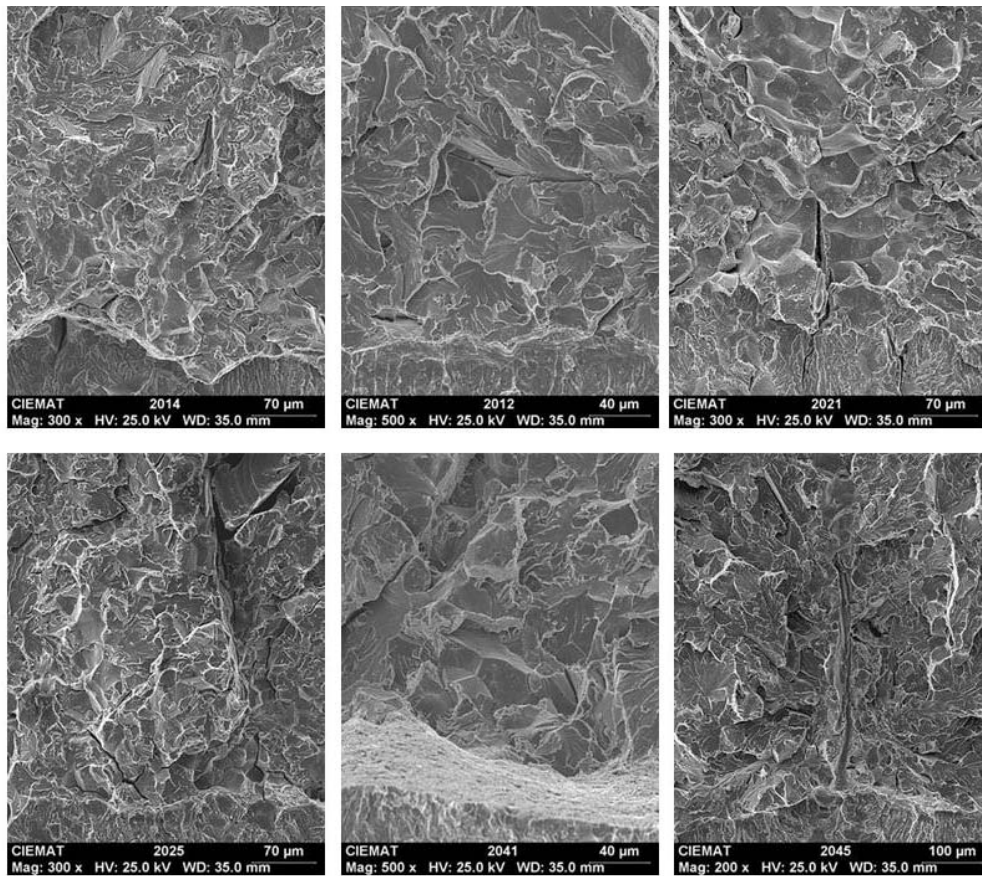


Figura 3.19.- Fractografías material JRQ probetas 04TCT

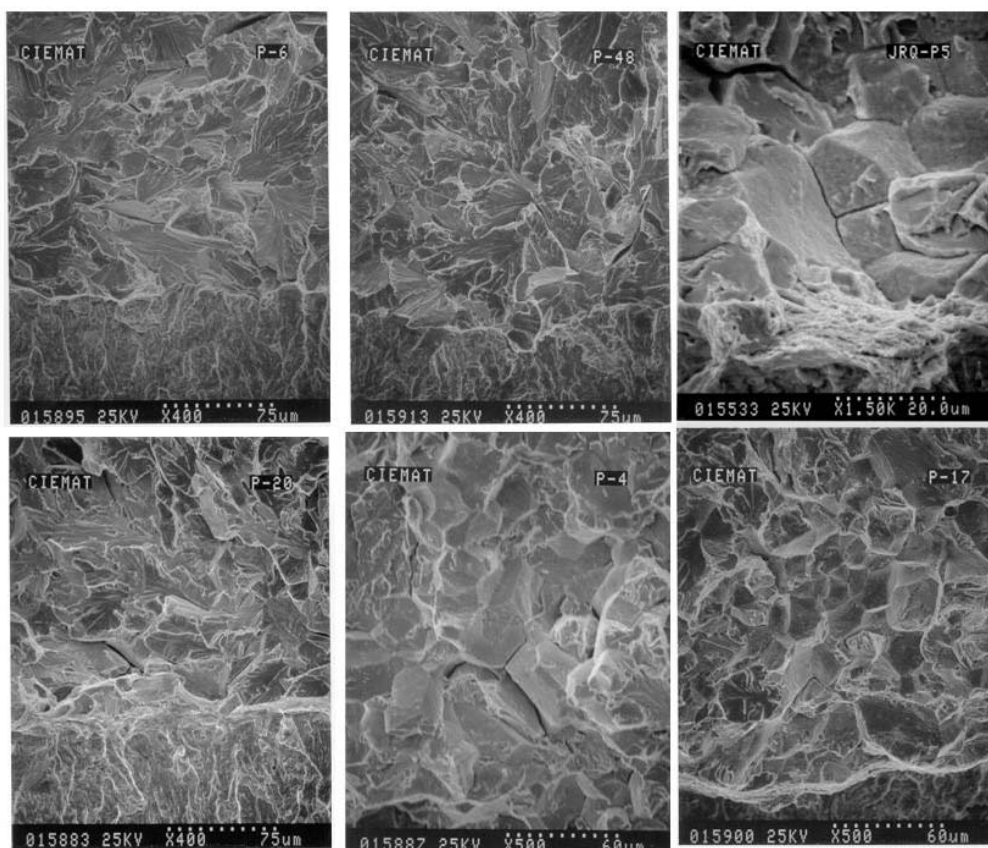


Figura 3.20.- Fractografías material JRQ Irradiado probetas 04TSEB

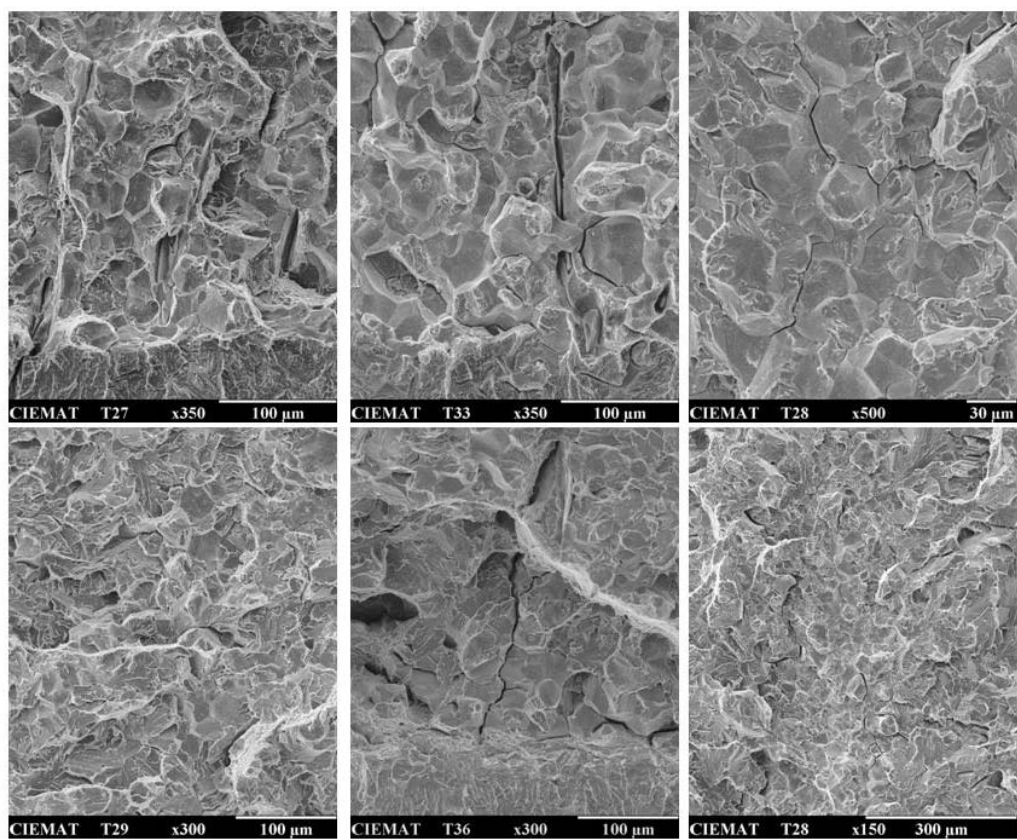


Figura 3.21.- Fractografías material JRQ irradiado probetas 05TCT

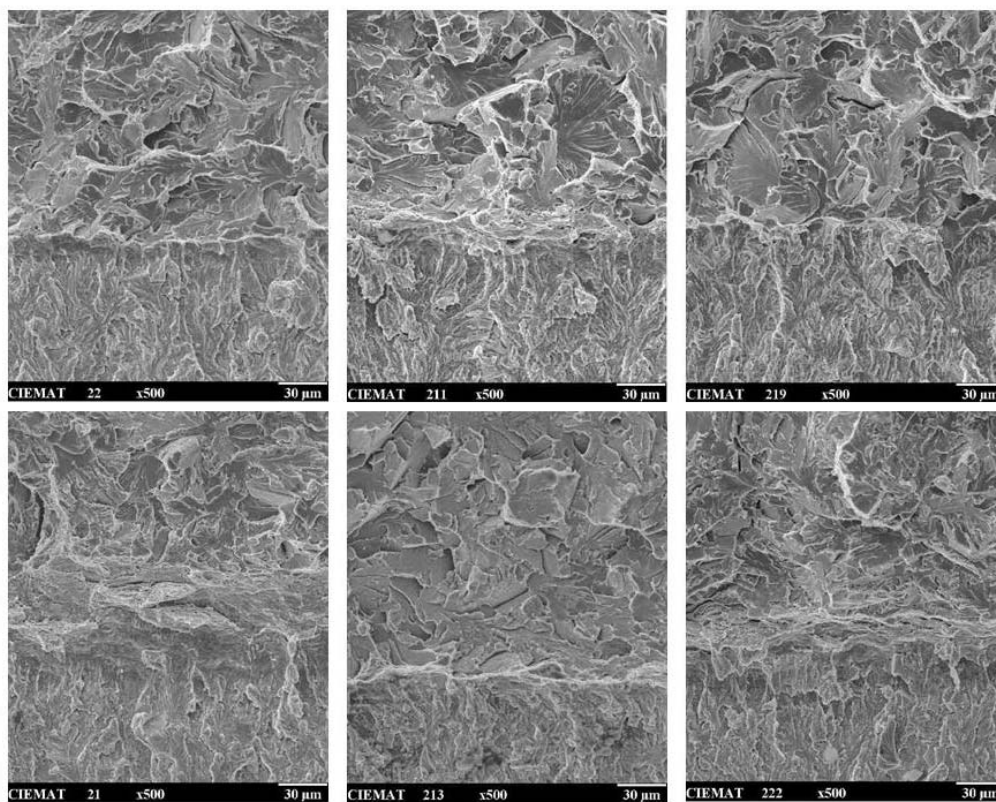


Figura 3.22.- Fractografías material MVE probetas 04TSEB

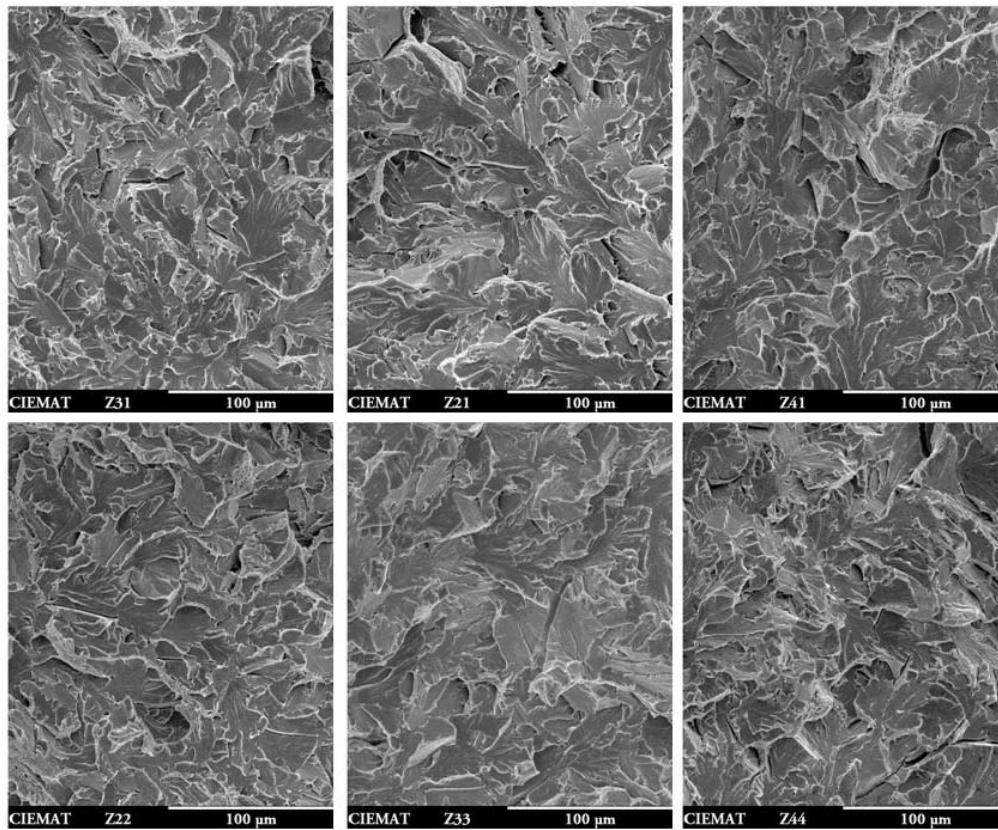


Figura 3.23.- Fractografías material MVE probetas 1TCT

3.5. MODELIZACION POR ELEMENTOS FINITOS

3.5.1. Material de referencia no irradiado: $n=10$, E/σ_0 $=500$

Modelo de frontera, SSY

La tensión de referencia de plastificación confinada se ha obtenido mediante el análisis numérico del modelo de frontera modificado. Recordemos que el valor de K aplicado es de $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, correspondiente a un valor de J de 43 kJ/m^2 . Para el material de referencia no irradiado de $n=10$ y de E/σ_0 de 500 se han aplicado los desplazamientos correspondientes a T/σ_0 de 0.8, 0.2, 0, -0.2, -0.4, -0.6, -0.8. La condición de alta constricción, SSY viene dada por $T=0$.

La distribución de la tensión de von Mises para el estado de plastificación confinada para el material de referencia se muestra en la siguiente figura.

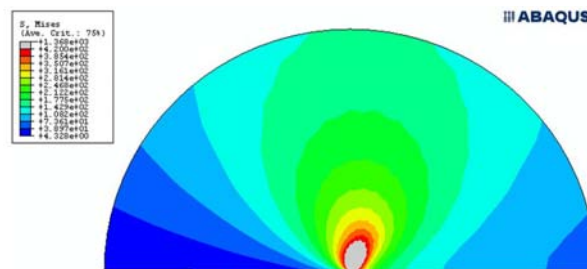


Figura 3.24.- Tensión de von Mises. Solución de SSY. Material de referencia de $n=10$ y $E/\sigma_0=500$

La representación de la tensión de apertura de grieta de SSY, para diferentes valores de J , normalizada frente a la distancia a la punta de grieta también normalizada puede verse en la Figura 3.25 (a) para el caso de pequeña deformación y en la Figura 3.25(b) para el caso de grandes deformaciones

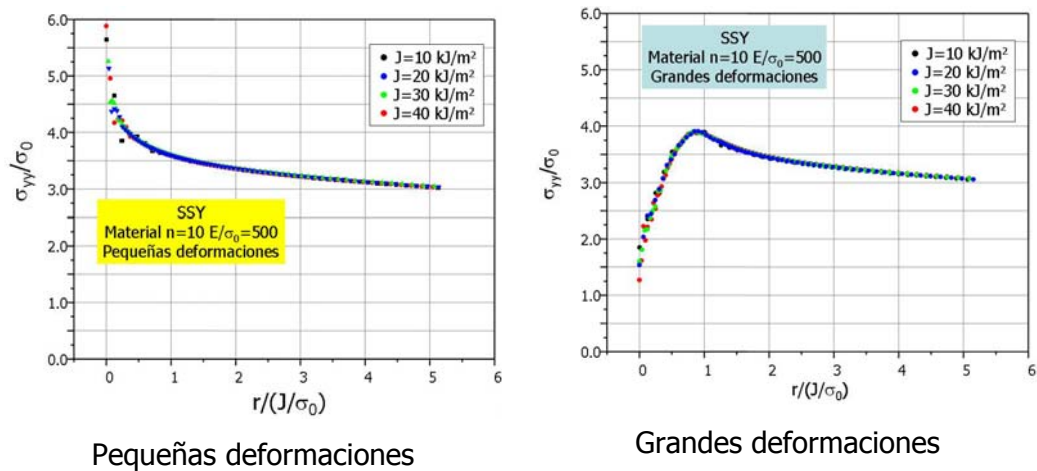


Figura 3.25.- Tensión de apertura de grieta de SSY normalizada para el material de referencia.

Probeta 0.4TSEB

La distribución de la tensión de von Mises correspondiente a la probeta 0.4TSEB para el material de referencia se muestra en la siguiente figura. En color gris se puede ver las zonas plastificadas.

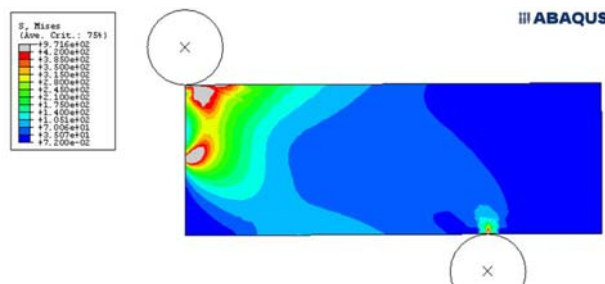


Figura 3.26.- Tensión de von Mises. Probeta 0.4TSEB. Material de referencia

En las siguientes figuras se muestra la representación normalizada de la tensión de apertura en el caso de pequeñas deformaciones y grandes deformaciones para los distintos valores de J .

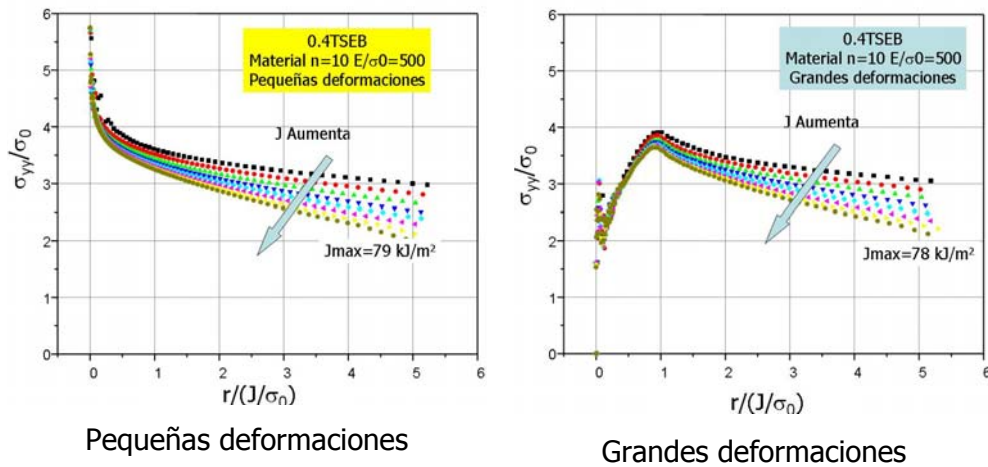


Figura 3.27.- Variación de la tensión de apertura de grieta en una probeta 0.4TSEB del material de referencia.

Probeta 0.5TSEB

Para la probeta de flexión de espesor $\frac{1}{2}$ ", la tensión de von Mises puede verse en la siguiente figura.

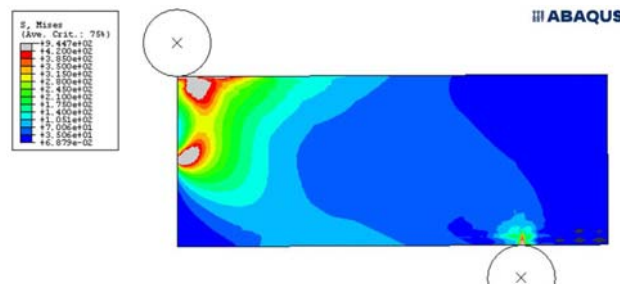


Figura 3.28.- Tensión de von Mises. Probeta 0.5TSEB. Material de referencia

En cuanto a la dependencia de la tensión de apertura de grieta normalizada, para los diferentes valores de J se puede ver en la Figura 3.29a) en el caso de pequeñas deformaciones y en la Figura 3.29b) en el caso de grandes de formaciones

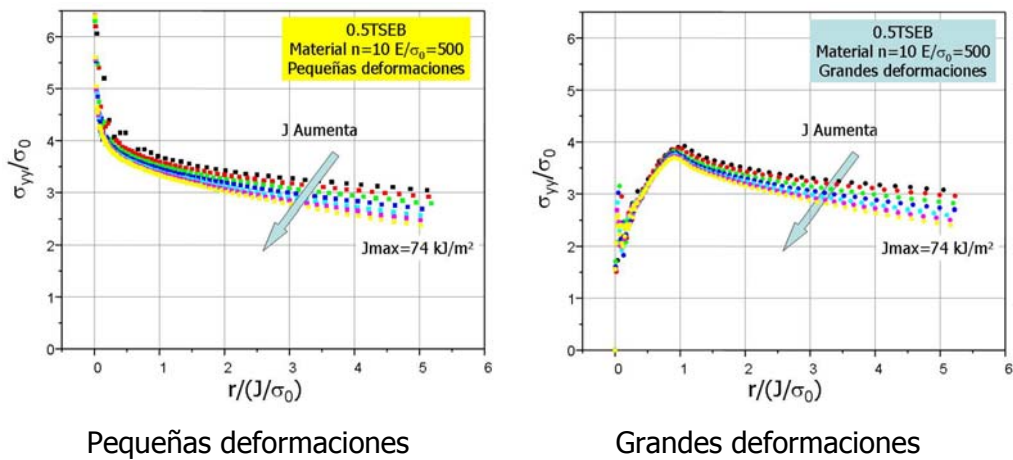


Figura 3.29.- Variación de la tensión de apertura de grieta en una probeta 0.5TSEB del material de referencia.

Probeta 1TSEB

Para la probeta de flexión de espesor 1", la tensión de von Mises puede verse en la siguiente figura

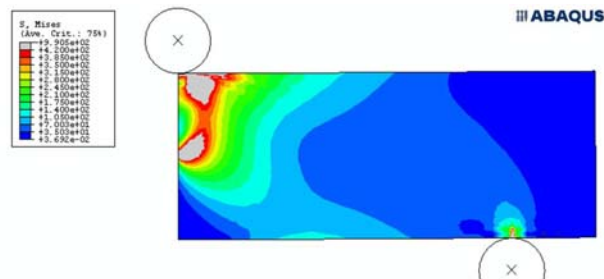


Figura 3.30.- Tensión de apertura de grieta. Probeta 1TSEB. Material de referencia

En cuanto a la dependencia de la tensión de apertura de grieta normalizada, para los diferentes valores de J se puede ver en la Figura 3.30a) en el caso de pequeñas deformaciones y en la Figura 3.30b) en el caso de grandes de formaciones

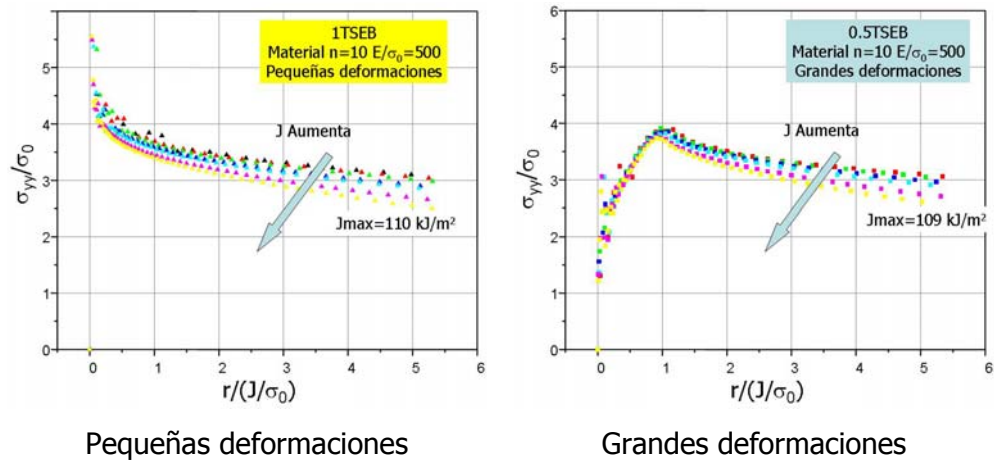


Figura 3.31.- Variación de la tensión de apertura de grieta en una probeta 1TSEB del material de referencia.

Probeta 0.4TCT

La distribución de la tensión de von Mises correspondiente a la probeta compacta de 10 mm de espesor para el material de referencia se muestra en la siguiente figura.

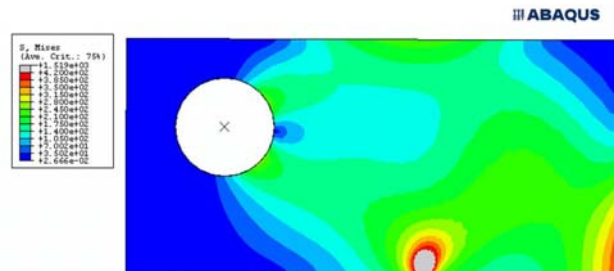


Figura 3.32.- Tensión de von Mises. Probeta 0.4TCT. Material de referencia

En las siguientes figuras se muestra la representación normalizada de la tensión de apertura en el caso de pequeñas deformaciones y grandes deformaciones

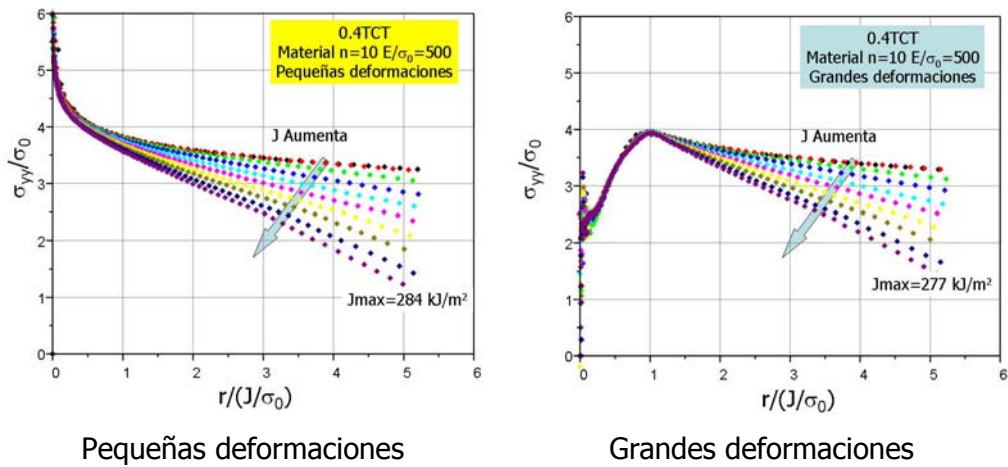


Figura 3.33 Variación de la tensión de apertura de grieta en una probeta 0.4TCT del material de referencia.

Probeta 0.5TCT

La distribución de la tensión de von Mises correspondiente a la probeta 0.5TCT para el material de referencia se muestra en la siguiente figura.

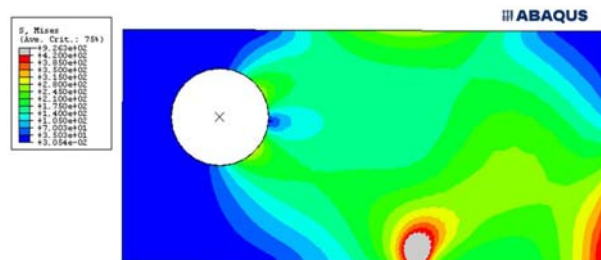


Figura 3.34.- Tensión de von Mises. Probeta 0.5TCT. Material de referencia

En las siguientes figuras se muestra la representación normalizada de la tensión de apertura en el caso de pequeñas deformaciones y grandes deformaciones

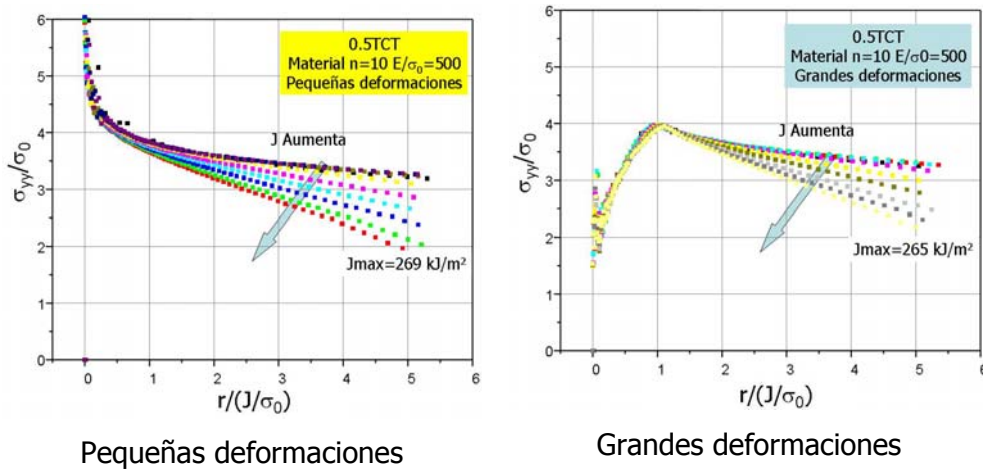


Figura 3.35 Variación de la tensión de apertura de grieta en una probeta 0.5TCT del material de referencia.

Probeta 1TCT

La distribución de la tensión de apertura de grieta correspondiente a la probeta compacta de 1" de espesor para el material de referencia se muestra en la siguiente figura.

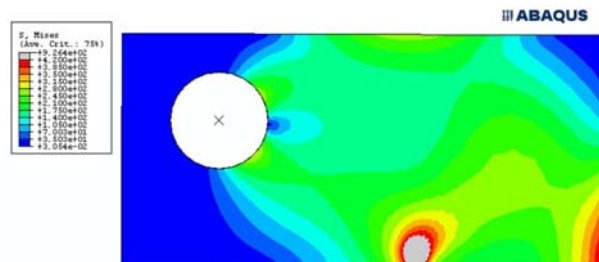


Figura 3.36.- Tensión de von Mises. Probeta 1TCT. Material de referencia

En las siguientes figuras se muestra la representación normalizada de la tensión de apertura en el caso de pequeñas deformaciones y grandes deformaciones

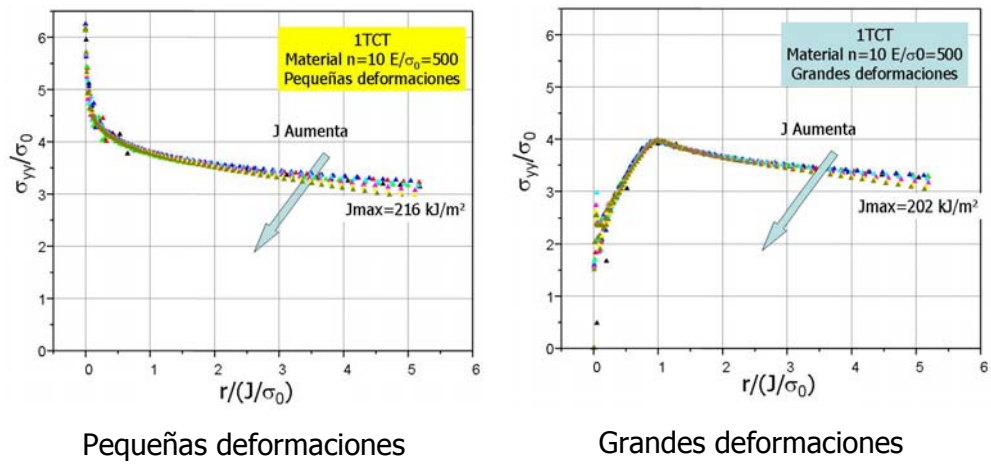


Figura 3.37 Variación de la tensión de apertura de grieta en una probeta 1TCT del material de referencia.

3.5.2. Material de referencia irradiado: $n=20$, $E/\sigma_0=300$

Modelo de frontera, SSY

La tensión de referencia de plastificación confinada se ha obtenido mediante el análisis numérico del modelo de frontera modificado. Para el material de referencia irradiado de $n=20$ y de E/σ_0 de 300 la distribución de la tensión de von Mises para el estado de plastificación confinada se muestra en la siguiente figura.

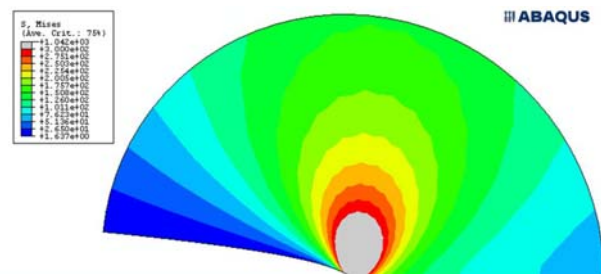


Figura 3.38.- Tensión de von Mises. Solución de SSY. Material de referencia de $n=20$ y $E/\sigma_0=300$

La representación de la tensión de apertura de grieta de SSY, para diferentes valores de J , normalizada frente a la distancia a la punta de grieta también normalizada puede verse en la Figura 3.40(a) para el caso de pequeñas deformaciones y en la Figura 3.40(b) para grandes deformaciones.

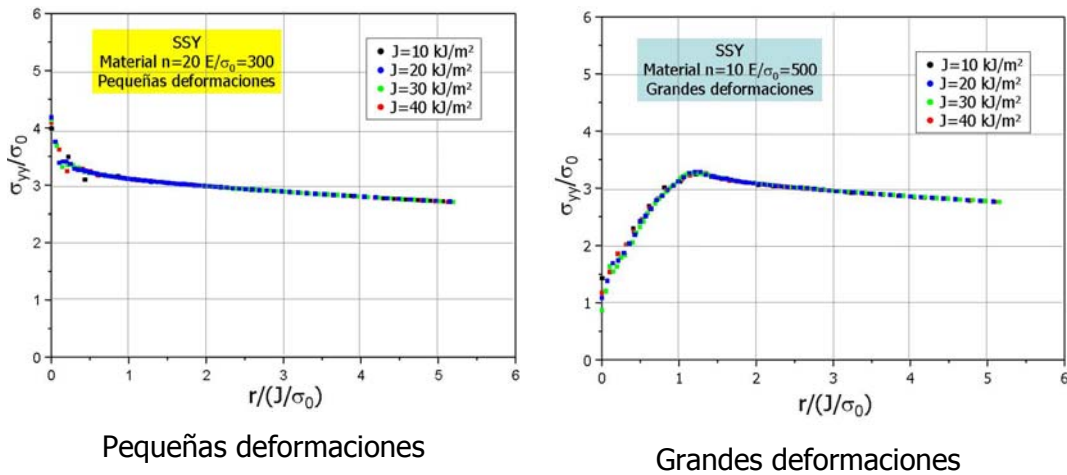


Figura 3.39.- Tensión de apertura de grieta de SSY normalizada para el material de referencia irradiado

Probeta 0.4TSEB

La distribución de la tensión de von Mises correspondiente a la probeta 0.4TSEB para el material de referencia irradiado se muestra en la siguiente figura. En color gris se puede ver las zonas plastificadas.

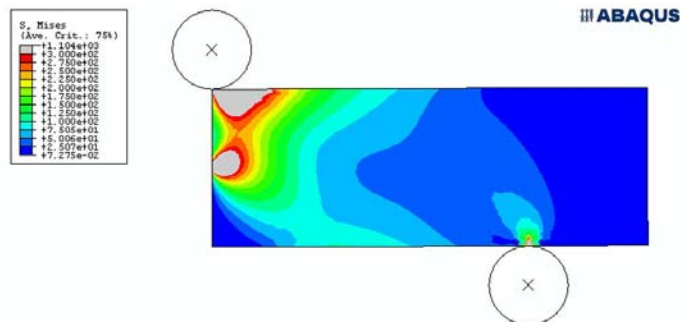


Figura 3.40.- Tensión de von Mises. Probeta 0.4TSEB. Material de referencia

En las siguientes figuras se muestra la representación normalizada de la tensión de apertura en el caso de pequeñas y grandes deformaciones para los distintos valores de J .

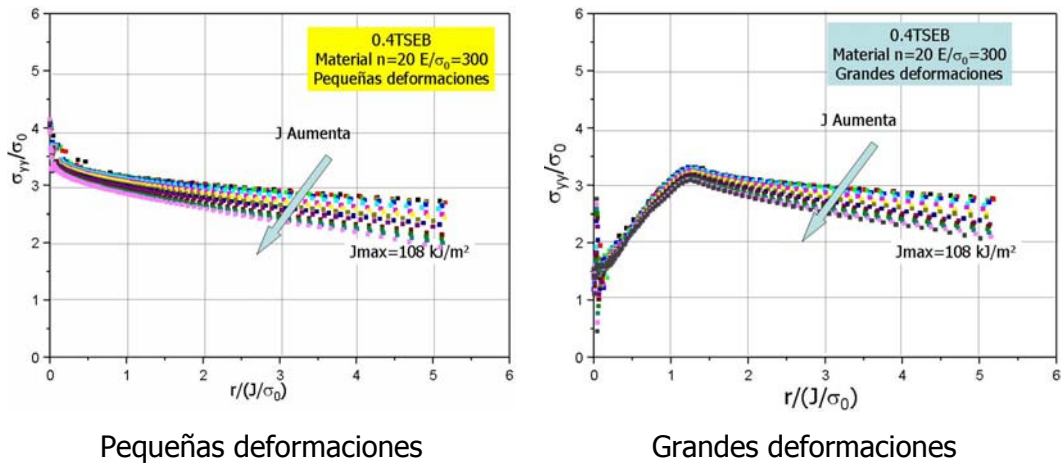


Figura 3.41.- Variación de la tensión de apertura de grieta en una probeta 0.4TSEB del material de referencia irradiado.

Probeta 0.5TCT

La distribución de la tensión de von Mises correspondiente a la probeta 0.5TCT para el material de referencia irradiado se muestra en la siguiente figura.

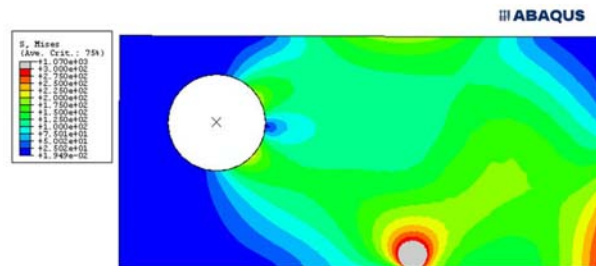
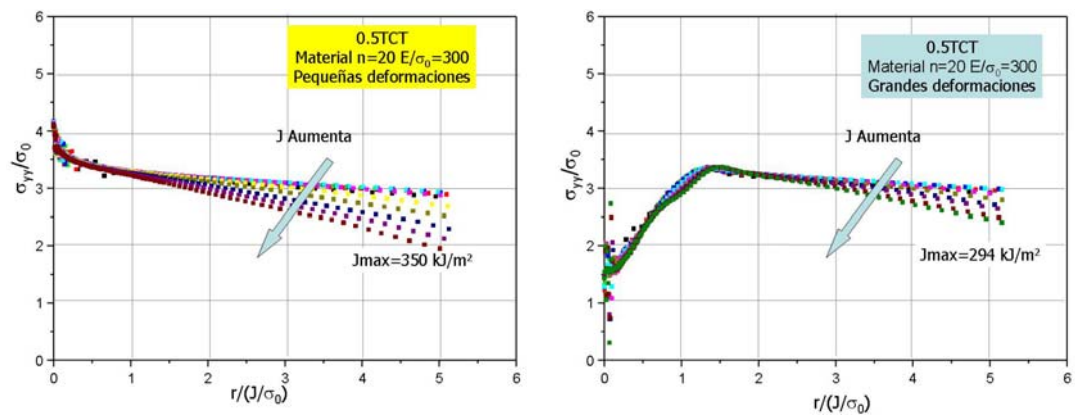


Figura 3.42.- Tensión de von Mises. Probeta 0.5TCT. Material de referencia irradiado

En las siguientes figuras se muestra la representación normalizada de la tensión de apertura en el caso de pequeñas deformaciones y grandes deformaciones



Pequeñas deformaciones

Grandes deformaciones

Figura 3.43 Variación de la tensión de apertura de grieta en una probeta 0.5TCT del material de referencia irradiado.

3.5.3. Material JRQ

Modelo de frontera, SSY

La distribución de la tensión de von Mises para el estado de plastificación confinada para el material JRQ se muestra en la siguiente figura.

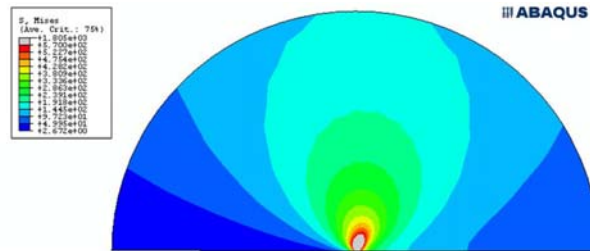
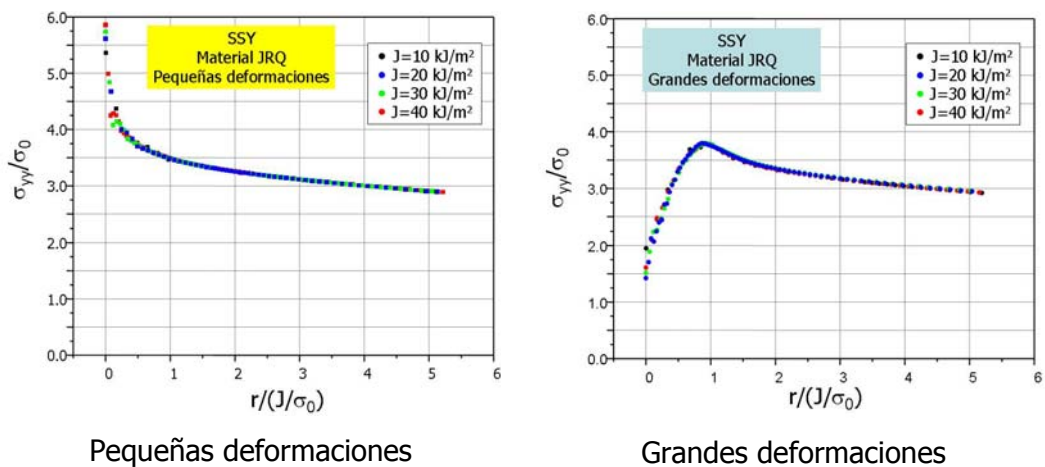


Figura 3.44.- Tensión de von Mises. Solución de SSY. Material JRQ

La representación de la tensión de apertura de grieta, para diferentes valores de J , normalizada frente a la distancia a la punta de grieta también normalizada puede verse en las siguientes figuras para el caso de pequeña deformación y de grandes deformaciones.



Pequeñas deformaciones

Grandes deformaciones

Figura 3.45.- Tensión de apertura de grieta de SSY normalizada para el material JRQ.

Probeta 0.4TSEB

La distribución de la tensión de von Mises correspondiente a la probeta 0.4TSEB para el material JRQ se muestra en la siguiente figura.

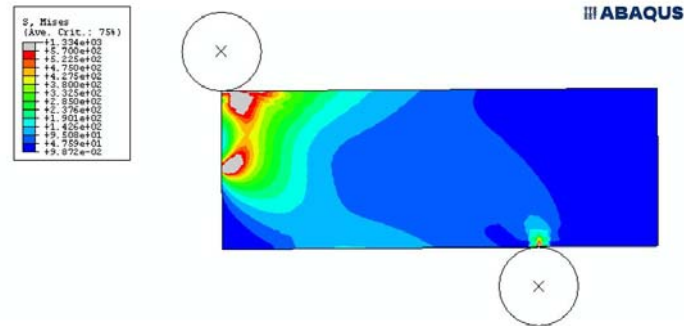


Figura 3.46.- Tensión de von Mises. Probeta 0.4TSEB. Material JRQ

En las siguientes figuras se muestra la representación normalizada de la tensión de apertura en el caso de pequeñas deformaciones y grandes deformaciones para los distintos valores de J.

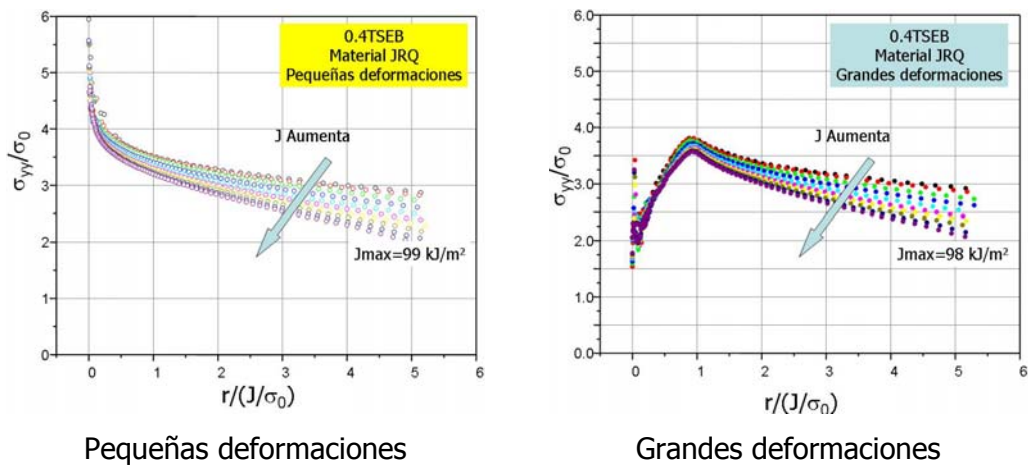


Figura 3.47.- Variación de la tensión de apertura de grieta en una probeta 0.4TSEB del material JRQ.

Probeta 0.5TSEB

Para la probeta de flexión de espesor $\frac{1}{2}$ ", la tensión de von Mises puede verse en la siguiente figura

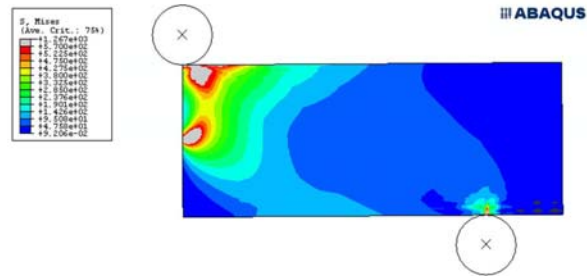


Figura 3.48.- Tensión de von Mises. Probeta 0.5TSEB. Material JRQ

En cuanto a la dependencia de la tensión de apertura de grieta normalizada, para los diferentes valores de J se puede ver en la Figura 3.49 a) en el caso de pequeñas deformaciones y en la Figura 3.49 b) en el caso de grandes deformaciones

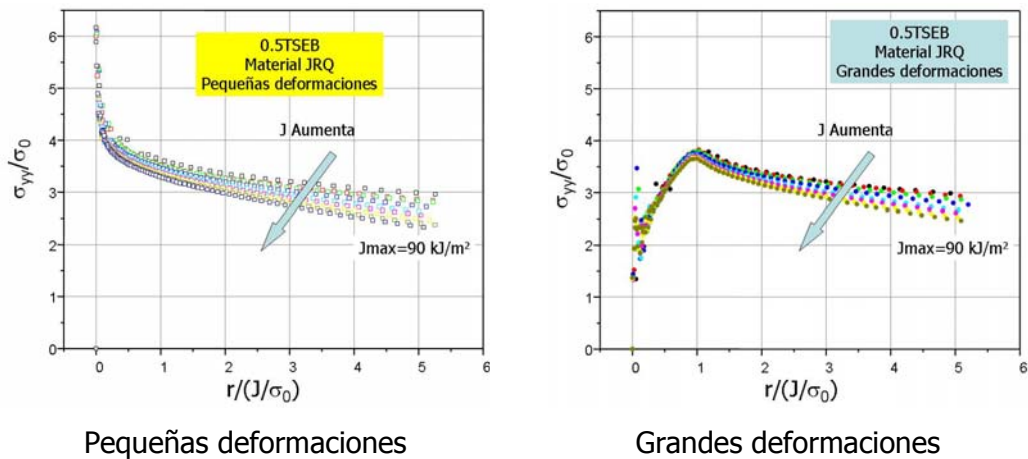


Figura 3.49.- Variación de la tensión de apertura de grieta en una probeta 0.5TSEB del material JRQ.

Probeta 1TSEB

Para la probeta de flexión de espesor 1", la tensión de von Mises puede verse en la siguiente figura

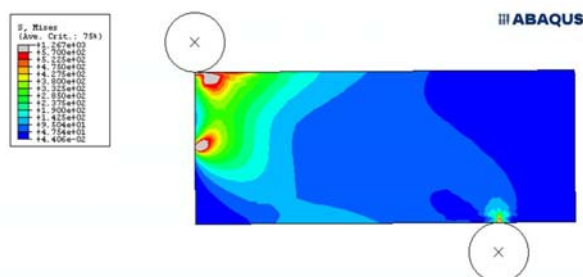


Figura 3.50.- Tensión de von Mises. Probeta 1TSEB. Material JRQ

En cuanto a la dependencia de la tensión de apertura de grieta normalizada, para los diferentes valores de J se puede ver en la Figura 3.51 a) en el caso de pequeñas deformaciones y en la Figura 3.51 b) en el caso de grandes deformaciones

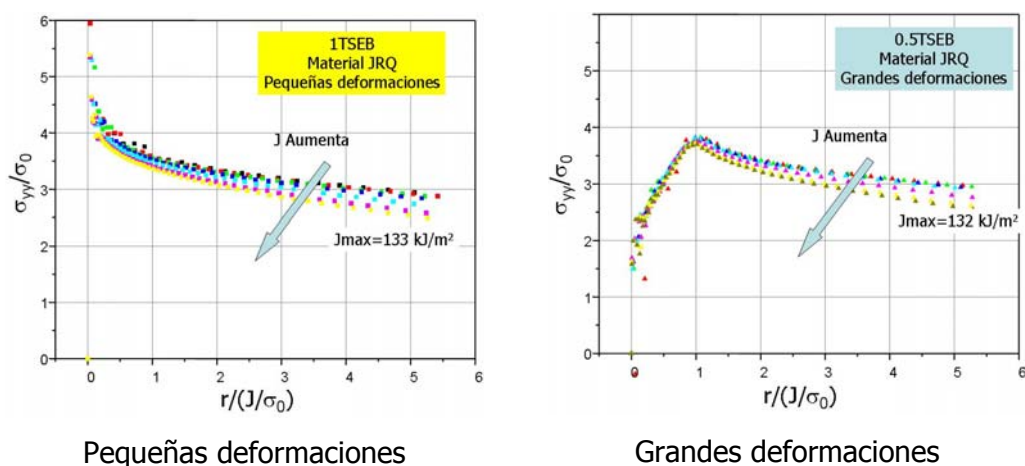


Figura 3.51.- Variación de la tensión de apertura de grieta en una probeta 1TSEB del material JRQ.

Probeta 0.4TCT

La distribución de la tensión de von Mises correspondiente a la probeta compacta de 10 mm de espesor para el material de referencia se muestra en la siguiente figura.

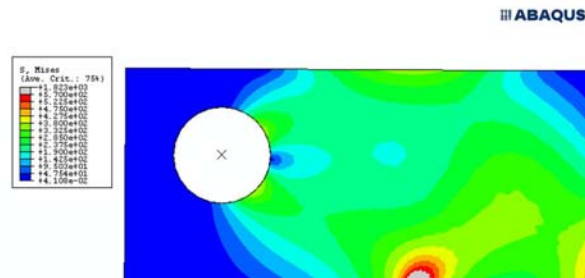


Figura 3.52.- Tensión de von Mises. Probeta 0.4TCT. Material de referencia

En las siguientes figuras se muestra la representación normalizada de la tensión de apertura en el caso de pequeñas deformaciones y grandes deformaciones.

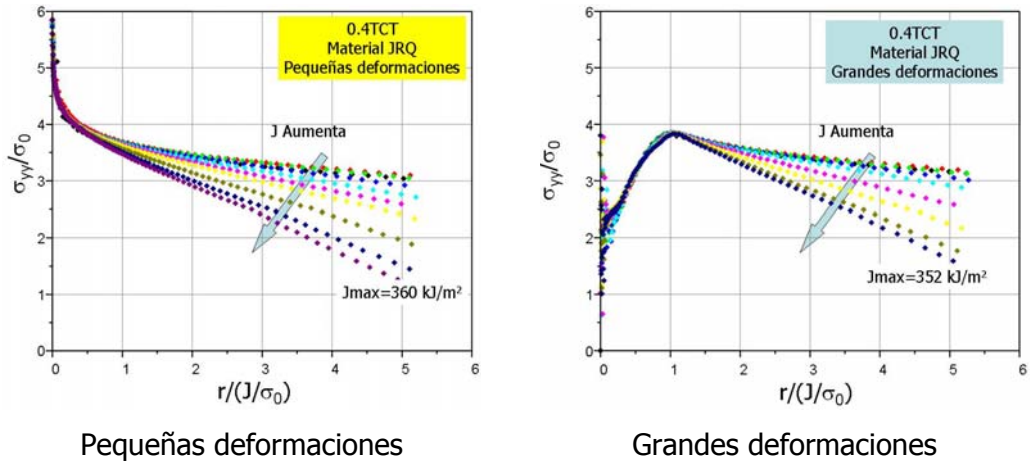


Figura 3.53 Variación de la tensión de apertura de grieta en una probeta 0.4TCT del material JRQ.

Probeta 0.5TCT

La distribución de la tensión de von Mises correspondiente a la probeta 0.5TCT para el material JRQ se muestra en la siguiente figura.

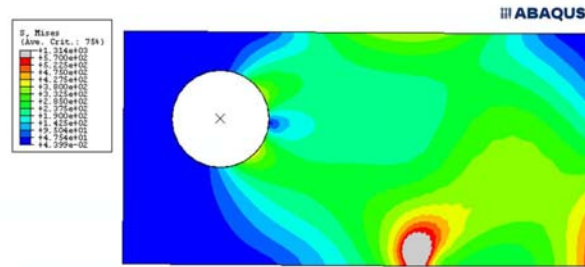


Figura 3.54.- Tensión de von Mises. Probeta 0.5TCT. Material JRQ

En las siguientes figuras se muestra la representación normalizada de la tensión de apertura en el caso de pequeñas deformaciones y grandes deformaciones.

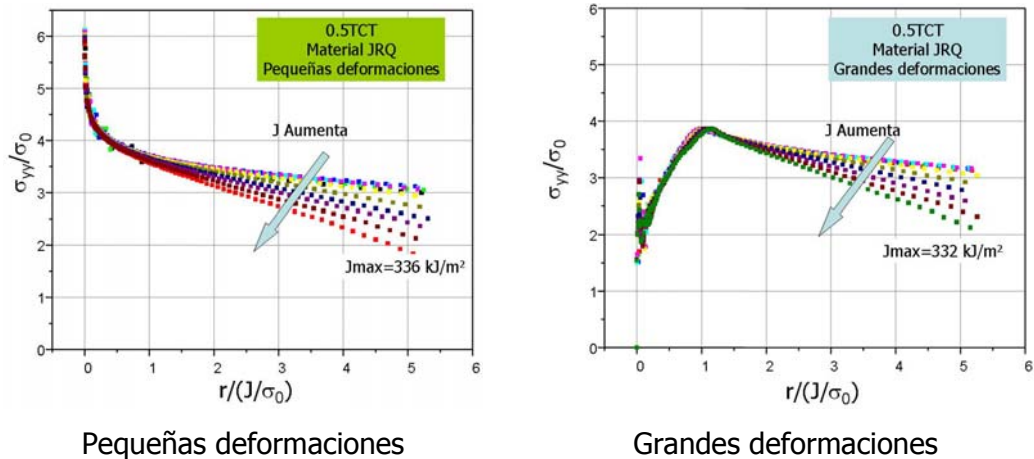


Figura 3.55 Variación de la tensión de apertura de grieta en una probeta 0.5TCT del material JRQ.

Probeta 1TCT

La distribución de la tensión de von Mises correspondiente a la probeta compacta de 1" de espesor para el material de referencia se muestra en la siguiente figura.

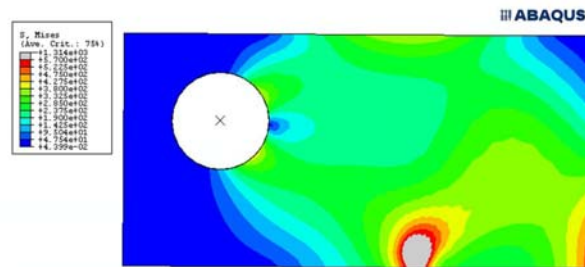


Figura 3.56.- Tensión de von Mises. Probeta 1TCT. Material JRQ

En las siguientes figuras se muestra la representación normalizada de la tensión de apertura en el caso de pequeñas deformaciones y grandes deformaciones

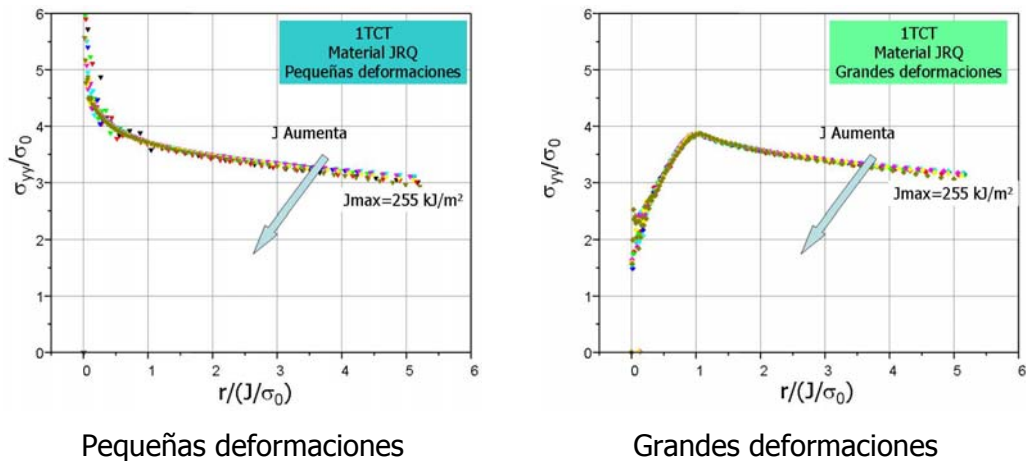


Figura 3.57 Variación de la tensión de apertura de grieta en una probeta 1TCT del material JRQ.

CAPITULO 4 - DISCUSION

4.1. EFECTO DE LA GEOMETRIA DE LA PROBETA EN T_0 : ESTUDIO EXPERIMENTAL

Recordemos los valores de la temperatura de referencia T_0 obtenidos experimentalmente en la Tabla 4.1. En esta tabla se muestra el material, la geometría de la probeta, el valor de T_0 , su incertidumbre definida como $\pm\sigma_{T_0}$, el número de probetas ensayadas (N), el número de probetas válidas (r) y el factor de ponderación (FP), siendo:

$$\sigma_{T_0} = \frac{\beta}{\sqrt{r}} \quad 4.1$$

Donde β está definida en la norma ASTM E1921-05 y r es el número de datos válidos

y,

$$FP = \sum_{i=1}^3 r_i n_i \geq 1 \quad 4.2$$

Donde r_i es el número de probetas válidas en el rango de temperaturas i -ésimo ($T-T_0$) y n_i viene determinado en la normas ASTM E1921. Para que el valor de T_0 sea válido el valor del factor de ponderación debe ser mayor que 1.

Tabla 4.1.- Valores de T_0 .

| MATERIAL | PROBETA | T_0 (°C) | σ_{T0} (°C) | N | r | FP |
|---------------|---------|---------------|-----------------------|----|----|-----|
| JRQ | 0.2TSEB | -76 | 4.10 | 33 | 21 | 5.3 |
| | 0.4TSEB | -71 | 4.10 | 31 | 21 | 4.4 |
| | 0.5TSEB | -72 | 4.56 | 17 | 17 | 2.5 |
| | 0.4TCT | -51 | 3.69 | 26 | 26 | 3.7 |
| | 0.5TCT | -55 | 3.62 | 29 | 27 | 4.4 |
| JRQ Irradiado | 0.4TSEB | -24 | 4.43 | 22 | 18 | 3.5 |
| | 0.5TCT | -2 | 6.65 | 9 | 8 | 1.4 |
| MVE | 0.4TSEB | -130 | 4.01 | 30 | 22 | 4.6 |
| | 1TCT | -119 | 5.43 | 13 | 12 | 2.2 |

En las siguientes figuras se recoge una representación de los valores de T_0 con sus barras de error correspondientes a $\pm\sigma_{T0}$, para los distintos materiales

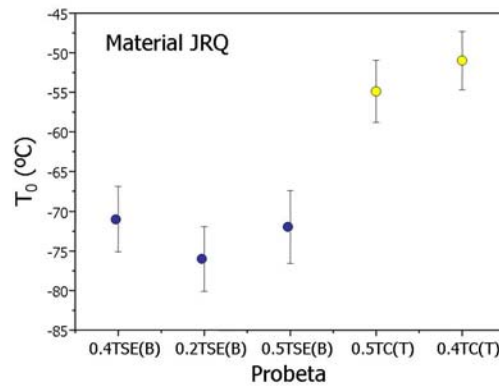


Figura 4.1.- Valores de T_0 para el material JRQ

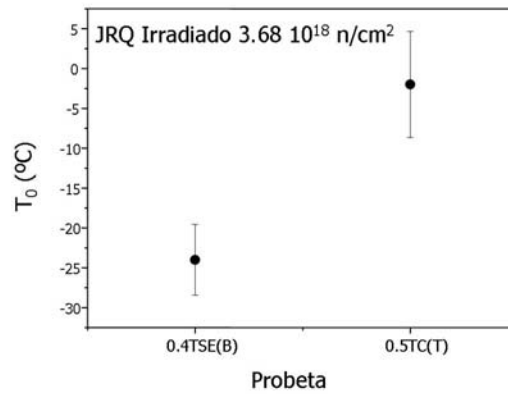


Figura 4.2.- Valores de T_0 material JRQ irradiado

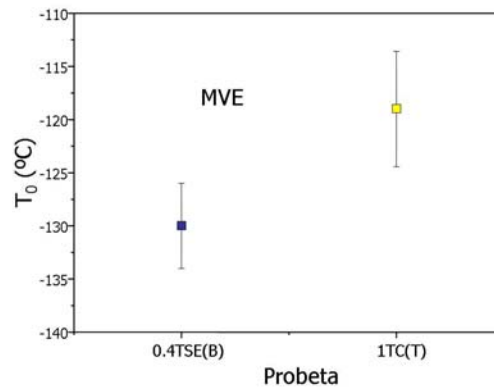


Figura 4.3.- Valores de T_0 material MVE

A la vista de los resultados de la Tabla 4.1, y de las figuras anteriores el valor de T_0 obtenido con probetas de flexión en tres puntos es siempre menor que el obtenido con el ensayo de probetas de tipo compacto. Un valor de T_0 menor se interpreta como un valor de la tenacidad de fractura mayor. En un estudio de integridad estructural, en donde los valores de tenacidad deben tomarse como los mínimos esperados, las probetas de flexión en tres puntos suministrarían valores de tenacidad no-conservativos.

A continuación se discuten las posibles causas de estas diferencias en el valor de T_0 .

4.1.1. Efecto del espesor de la probeta

El efecto del tamaño en la tenacidad de fractura es uno de los conceptos primarios de la mecánica de fractura y puede ser debido a efectos estadísticos o a una pérdida de constricción. La "Master Curve" aborda estos dos efectos mediante la corrección de tamaño, para los efectos estadísticos, y limitando el tamaño de la probeta para evitar la pérdida de constricción. Tradicionalmente el efecto del tamaño sólo se ha tenido en cuenta en las normas de ensayo mediante la limitación del tamaño de la probeta para evitar la pérdida de constricción y asegurar un estado de deformación plana.

Wallin [Wallin, 1984] parte de este trabajo de Landes [Landes 1980] para definir que la probabilidad de fallo por clivaje en la zona de transición se puede describir en términos de K_{JC} por una distribución de Weibull de 3 parámetros:

$$P_f = 1 - \exp\left(-\left(\frac{K_{JC} - K_{min}}{K_0 - K_{min}}\right)^b\right) \quad 4-3$$

Esta ecuación es similar a la propuesta por Landes, excepto por la inclusión de un valor mínimo de la tenacidad de fractura, K_{min} . Siguiendo el mismo razonamiento para el efecto del tamaño, si se igualan las probabilidades de dos probetas de espesores diferentes, aparece la corrección de tamaño propuesta en la norma ASTM E1921:

$$K_{JC0} = K_{min} + (K_{JCx} - K_{min})\left(\frac{B_x}{B_0}\right)^{1/b} \quad 4-4$$

Donde K_{JCO} sería la tenacidad de fractura correspondiente al espesor de referencia B_0 , obtenida a partir de la tenacidad de fractura K_{JCx} determinada ensayando una probeta de espesor B_x , distinto al de referencia.

Recordemos que una de las bases de la "Master Curve" es la posibilidad de comparar valores de tenacidad de fractura obtenidos ensayando probetas de diferente espesor, normalizando los resultados a un espesor de referencia de 1" (25.4 mm). Así el valor de T_0 se define como la temperatura para la cual la tenacidad de fractura de una probeta de espesor 1" es $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Por lo tanto, para calcular el valor de T_0 , los resultados de probetas con espesor diferente a 1" deben ser corregidos.

La norma ASTM E1921 establece que K_{min} es de $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $b=4$ y que el espesor de referencia es de 25.4 mm, lo que hace que la corrección de espesor sea:

$$K_{JC(1T)} = 20 + (K_{JCx} - 20) \left(\frac{B_x}{25.4} \right)^{1/4} \quad 4-5$$

Donde K_{JCx} es el valor de la tenacidad de las probetas de espesor B_x sin corregir y $K_{JC(1T)}$ es el valor de la tenacidad corregido a 1" de espesor (25.4 mm).

Si comparamos los valores de T_0 obtenidos con probetas de la misma geometría pero diferente espesor, podemos ver si esta corrección de tamaño es correcta. Si la corrección no es correcta se observarán diferencias en el valor de T_0 que serían atribuidas a un efecto del espesor.

En esta tesis se presentan resultados experimentales de tenacidad de fractura del material JRQ obtenidos mediante el ensayo de probetas de flexión y compactas de distintos espesores. Si agrupamos estos resultados por

geometría, los valores para las probetas de flexión con diferentes espesores se muestran en la Figura 4.4 y los de las probetas compactas pueden verse en la Figura 4.5. En estas figuras se muestra la "Master Curve" y las bandas de confianza asociadas al 5% y 95% de probabilidad de fallo.

Como puede observarse en estas figuras el valor de T_0 parece no depender del espesor de la probeta ensayada siempre y cuando sea de la misma geometría, tanto para las probetas de flexión como para las probetas compactas. Así para las probetas de flexión de distintos espesores, el valor de T_0 es muy similar, siendo el valor medio de -73°C con una desviación estándar de $\pm 2.6^{\circ}\text{C}$. En el caso de las probetas CT, el valor medio es de -53°C con una desviación de $\pm 2.8^{\circ}\text{C}$.

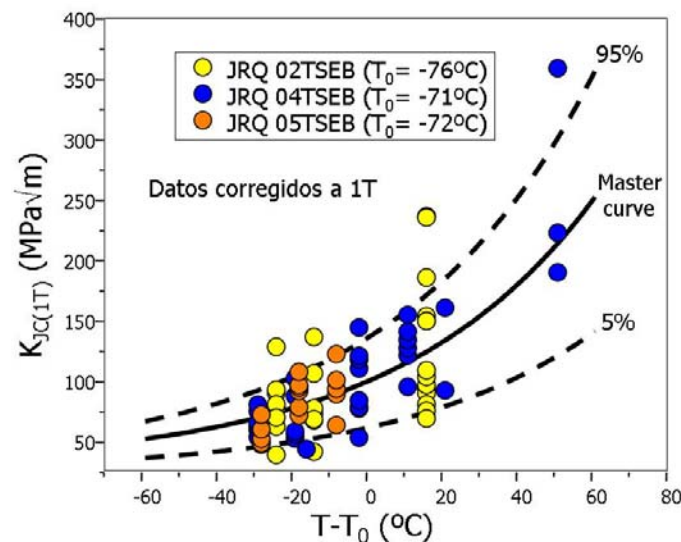


Figura 4.4.- Tenacidad de fractura probetas SEB de diferente espesor corregidas al espesor de referencia

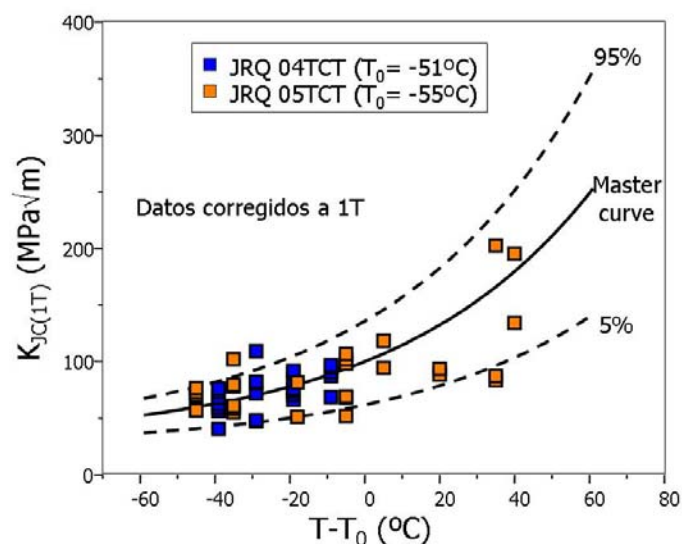


Figura 4.5.- Tenacidad de fractura probetas CT de diferente espesor corregidas al espesor de referencia.

Estas figuras confirman que en este caso la corrección de tamaño propuesta por Wallin es correcta y por lo tanto se puede eliminar el efecto del tamaño en los resultados de la tenacidad de fractura y por lo tanto, el tamaño no afecta al valor de T_0 siempre y cuando este valor se obtenga mediante el análisis de los datos corregidos por la ecuación 4-9.

En el caso de las probetas de flexión el efecto que si se aprecia es que para las probetas de menor espesor, 0.2TSEB, la dispersión es mayor. Wallin [Wallin 2001] ha realizado un extensivo análisis de los valores de T_0 obtenidos con probetas de flexión menores que las Charpy pre-agrietadas. En este estudio destaca que cuando el tamaño de la probeta disminuye parece que la dispersión aumenta. Este efecto es achacable a que cuanto menor es el tamaño de la probeta, menor es el volumen de material ensayado, con lo que puede ocurrir que este volumen ensayado no representa macroscópicamente al material. Una de las principales conclusiones de Wallin es que las probetas 0.2TSEB y 0.4TSEB suministran prácticamente el mismo valor de T_0 . Si

comparamos sus resultados con los aquí presentados, tal y como se muestra en la Figura 4.6 vemos que la concordancia es muy buena.

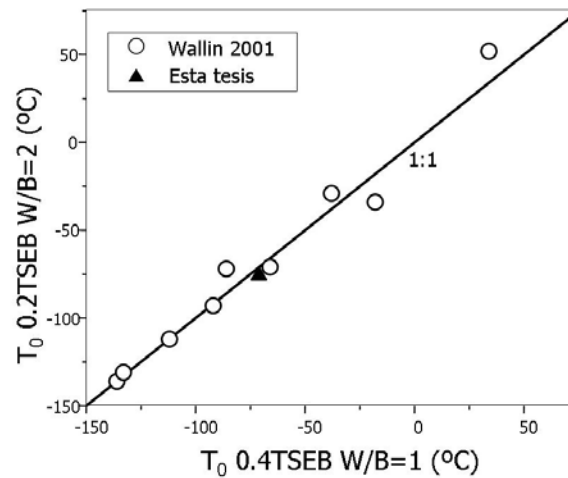


Figura 4.6.- Valores de T_0 obtenidos con probetas 0.2TSEB y 0.4TSEB

4.1.2. Efecto de la geometría

Como la base de datos de valores de tenacidad generada en esta tesis doctoral contiene probetas de flexión en tres puntos y tipo compacto del mismo espesor, se abre la posibilidad de comparar los resultados de tenacidad de esta geometría evitando la corrección de espesor.

Así para el material JRQ se pueden comparar los valores obtenidos con probetas de espesor 10 mm (0.4T) y ½" (0.5T) de flexión en tres puntos y de tipo compacto, ver Tabla 4.2.

Tabla 4.2.- Valores de T_0 obtenidos con probetas de diferente geometría y mismo espesor

| MATERIAL | PROBETA | B (mm) | W (mm) | T_0 (°C) |
|----------|---------|-----------|-----------|---------------|
| JRQ | 0.4TSEB | 10 | 10 | -71 |
| | 0.4TCT | | 20 | -51 |
| | 0.5TSEB | 12,7 | 12,7 | -72 |
| | 0.5TCT | | 25,4 | -55 |

Comparemos primero los valores de tenacidad de las probetas de espesor de 10 mm. Los valores de T_0 son de -71°C para las probetas de flexión y de -51°C para las probetas compactas, con lo que la diferencia es en este caso de 20°C, tomada como el valor de T_0 de probetas CT menos el valor de T_0 de probetas SEB.

En la Figura 4.7 se pueden ver los resultados de los ensayos de las probetas CT y SEB de espesor 10 mm sin corregir tamaño. Puede observarse que los valores de la tenacidad de fractura de las probetas CT son menores que los obtenidos con probetas SEB, sin corregir tamaño. En este caso podemos comparar la mediana de los valores de tenacidad a -90°C y -60°C. Para la temperatura de ensayo de -90°C la mediana de los datos de las probetas 0.4TSEB es de 88.43 MPa√m mientras que para las probetas 0.4TCT es de 73.21 MPa√m, claramente inferior. Las medianas de las probetas ensayadas a -60°C también reflejan esta tendencia, siendo claramente menor la de las probetas 0.4TCT (100.81 MPa√m) que la de las probetas 0.4TSEB (151.01 MPa√m).

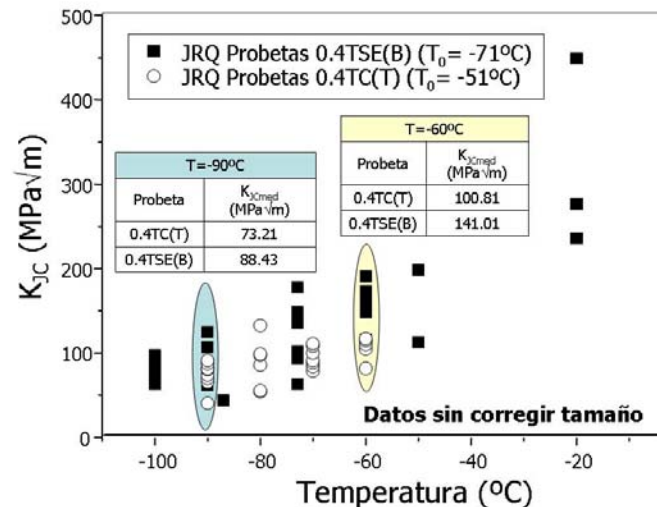


Figura 4.7.- Resultados sin corregir tamaño de las probetas de 10 mm de espesor

Tomando los valores de las probetas de espesor de $\frac{1}{2}$ de pulgada (12.7 mm) vemos que esta diferencia tanto en T_0 como en $K_{J\text{Cmed}}$ se mantiene. Así el valor de T_0 es de -55°C para las probetas 0.5TCT y de -72°C para las probetas 0.5TSEB. En cuanto a las medianas de los datos sin corregir para la temperatura de ensayo de -100°C , tenemos que para las probetas 0.5TSEB es de 99.88 MPa√m y de 84.75 MPa√m para las probetas 0.5TCT.

Por lo tanto tenemos que para probetas del mismo espesor pero diferente geometría existen diferencias en los valores de tenacidad de fractura, suministrando las probetas de flexión valores superiores a los de las probetas compactas.

4.1.3. Valor del "bias" experimental

La diferencia entre el valor de T_0 obtenido mediante el ensayo de probetas de flexión y compactas se denomina "bias" en la nomenclatura americana. Esta diferencia no puede ser debida a un efecto del espesor, tal y como se ha discutido en el apartado 4.1.1. sino que se atribuye a un efecto de la geometría de probeta.

La siguiente tabla muestra el valor del "bias" obtenido en esta tesis para los tres materiales ensayados.

Tabla 4.3.- Valores de T_0 obtenidos con probetas charpy pre-agrietadas y probetas compactas

| MATERIAL | PROBETA | T_0 (°C) | N | r | "bias" (°C) $T_{0CT}-T_{0SEB}$ |
|---------------|---------|---------------|----|----|-----------------------------------|
| JRQ | 0.4TSEB | -71 | 31 | 21 | 16 |
| | 0.5TCT | -55 | 29 | 27 | |
| JRQ Irradiado | 0.4TSEB | -24 | 22 | 18 | 22 |
| | 0.5TCT | -2 | 9 | 8 | |
| MVE | 0.4TSEB | -130 | 30 | 22 | 11 |
| | 1TCT | -119 | 13 | 12 | |

Vemos que el valor del "bias" varía de 11 a 22°C. Esta diferencia parece apreciable si se compara con la incertidumbre del valor de T_0 que es alrededor de 4°C para todas las condiciones ensayadas.

Para el material JRQ el valor del "bias" es de 16°C. Esta diferencia se puede ver claramente en la siguiente figura como un desplazamiento en el eje de temperaturas de la "Master Curve".

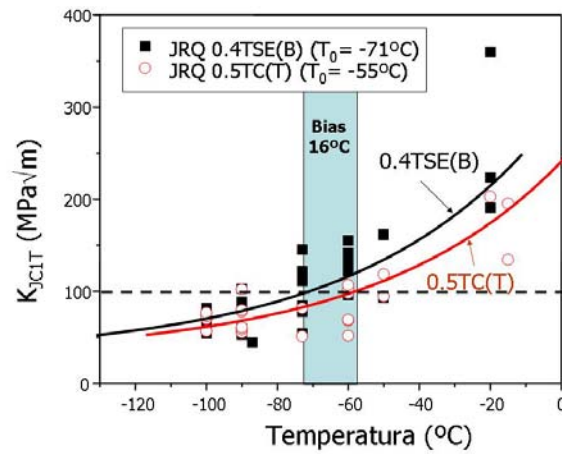


Figura 4.8.- Material JRQ. Comparación de las probetas charpy pre-agrietadas y compactas de 1/2"

En el caso del material JRQ irradiado, el valor del "bias" es de 22°C (ver Tabla 4.3). En la Figura 4.9 están representados estos resultados.

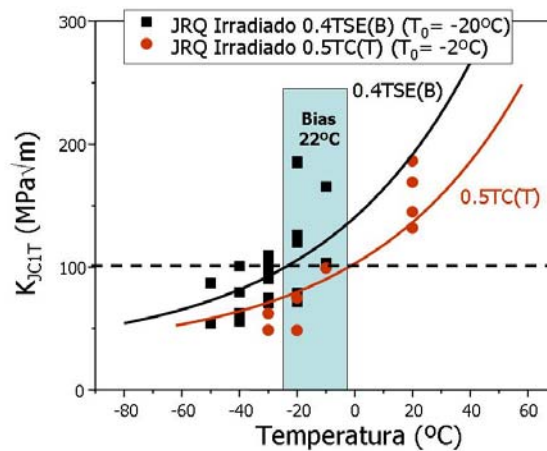


Figura 4.9.- Material JRQ Irradiado. Comparación de las probetas charpy pre-agrietadas y compactas de 1/2"

Para el material MVE, el valor del "bias" es de 12°C (ver Tabla 4.3) tal y como se puede apreciar en la siguiente figura.

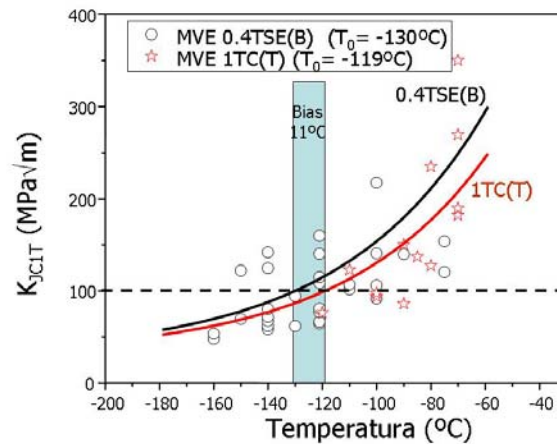


Figura 4.10.- Material MVE. Comparación de las probetas charpy pre-agrietadas y compactas de ½"

El valor del "bias" para el material JRQ irradiado es de 22°C, superior al del material JRQ sin irradiar y superior al generalmente reportado en la bibliografía [Wallin 2001, Scibetta 2000], que es alrededor de 10°C.

Sin embargo existen algunos estudios de materiales de vasija que presentan un "bias" mayor de 10°C. A continuación se discuten estos estudios.

CRP's IAEA

El material JRQ ha sido extensivamente caracterizado por diferentes laboratorios internacionales bajo el marco de los proyectos coordinados de investigación auspiciados por la Organización Internacional de la Energía Atómica. En particular, parte de los ensayos de esta tesis conforman la participación del CIEMAT en estos proyectos. En concreto los denominados CRP4, "Assuring Structural Integrity of Reactor Pressure Vessels" (1995-1999) [Brumovsky, 2002] en el que se validó experimentalmente el uso de la Master Curve para caracterizar la tenacidad de fractura de aceros de vasija y el denominado CRP5, "Surveillance Programme Results Application to Reactor

Pressure Vessel Integrity Assessment" (2000-2004) [Server 2005a], en donde se ensayaron probetas charpy pre-agrietadas y compactas del material JRQ para obtener un valor del "bias".

En el marco del CRP4 se ensayaron numerosas probetas de tenacidad de fractura del material JRQ con el objetivo de validar la "Master Curve" para aceros de vasija. En dicho proyecto participaron 18 organismos y laboratorios de 13 países. La parte española, llevada a cabo por el Ciemat, está incluida dentro del PCI, cofinaciado por el CSN, UNESA y CIEMAT [Lapeña 2000] .

En este proyecto se ensayaron alrededor de 350 probetas 0.4TSEB y 60 probetas CT de 1" y ½" de espesor del material JRQ, ver Figura 4.11. Los valores de T_0 correspondiente a las probetas de flexión es de $T_{0(SEB)}=-67^{\circ}\text{C}$ mientras que para las probetas compactas es de $T_{0(CT)}=-49^{\circ}\text{C}$. Estos valores implican un valor del "bias" de $T_{0(CT)}-T_{0(SEB)}=18^{\circ}\text{C}$, que es muy similar al obtenido en esta tesis, ver Tabla 4.3.

Los resultados del proyecto CRP5 son mas interesantes, puesto que su objetivo era el de identificar y cuantificar el "bias" entre probetas charpy pre-agrietadas (0.4TSEB) y probetas compactas de 1" de espesor. Para ello se ensayaron 383 probetas 0.4TSEB y 83 probetas 1TCT del material JRQ. En el proyecto CRP-5 participaron 20 organismos y laboratorios de 15 países. La parte española, llevada a cabo por el Ciemat, fue cofinaciada por el CSN, UNESA y CIEMAT [Serrano 2004]

Los resultados de estos ensayos pueden verse en la Figura 4.12. El valor del "bias" en este caso es de 12°C , que es menor que el reportado en el CRP4, ver Figura 4.4.

Tabla 4.4.- Valores del "bias" de los proyectos del OIEA CRP-4 y CRP-5

| Material | Probeta | T_0 (°C) | N | r | "bias" (°C) $T_{0CT}-T_{0SEB}$ | Ref |
|--------------|-----------|------------|-----|-----|--------------------------------------|------------------|
| JRQ CRP-4 | 1/2T-1TCT | -49 | 40 | 33 | 18 | [Brumovsky 2002] |
| | PCCV | -67 | 300 | 278 | | |
| JRQ CRP-5 | 1TCT | -54 | 78 | 78 | 12 | [Server 2005a], |
| | PCCV | -66 | 317 | 288 | | |

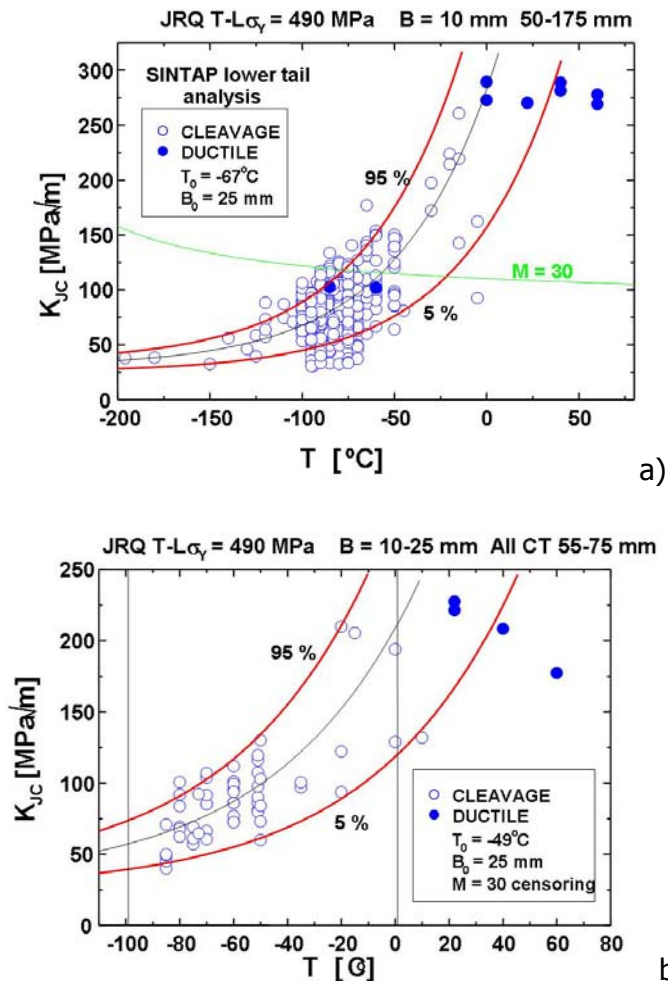


Figura 4.11.- Resultados del proyecto CRP4. a) Probetas SEB, b) Probetas CT

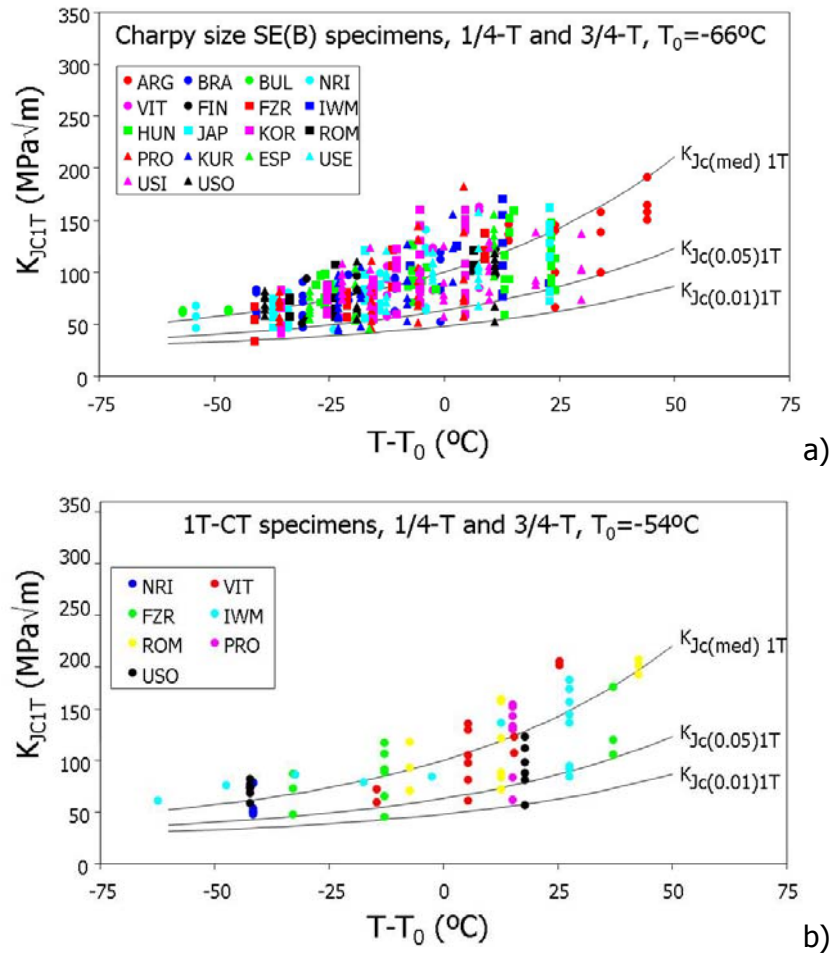


Figura 4.12.- Resultados del proyecto CRP5: a) Probetas 0.4TSEB; b) probetas 1TCT

C.N. de Beaver Valley

También se ha reportado un valor del "bias" importante en la caracterización de la tenacidad de fractura de la vasija de la central nuclear norteamericana de Beaver Valley [Server 2001b]. En esta planta existe una placa de la vasija cuya sensibilidad a la irradiación neutrónica parece que es mayor de la esperada, con lo que con los criterios actuales no cumple los requisitos de temperatura de transición de PTS a final de vida. Por esta razón, los

propietarios de la central comenzaron un programa muy exhaustivo de caracterización de la tenacidad de fractura de este material en términos de la "Master Curve", paralelamente a un programa de reducción de flujo neutrónico para mitigar los efectos de la irradiación neutrónica.

El material base de la vasija de Beaver Valley corresponde a un ASTM A533B-1 y las soldaduras longitudinales son de la denominación Linde 1092. Los ensayos de tenacidad de fractura realizados en este programa comprenden probetas charpy pre-agrietadas, tipo compacta de ½" y 1" de espesor y tipo WO(L) tanto de coladas del material sin irradiar como irradiado a dos fluencias diferentes (9.86×10^{18} n/cm² y 2.15×10^{19} n/cm²). Los resultados de estos ensayos se muestran en la siguiente tabla.

Tabla 4.5.- Tenacidad de fractura del material base de la vasija de Beaver Valley

| Material | Probeta | T ₀ (°C) | N | r | "bias" (°C) T _{OCT} -T _{OSEB} | Ref |
|-------------------|--------------|---------------------|----|----|---|-----------------|
| Colada C6317-1 | 1TCT (TL) | -51 | 8 | 8 | 15 28 | Server 2001b |
| | 0.5TCT (TL) | -38 | 10 | 10 | | |
| | 0.4TSEB (TL) | -66 | 8 | 8 | | |
| | 1TCT (LT) | -78 | 6 | 6 | 19 | |
| | 0.4TSEB (LT) | -97 | 9 | 9 | | |
| Colada C4381-2 | 1TCT | -32 | 18 | 18 | 26 | |
| | 0.4TSEB | -58 | 10 | 10 | | |
| Colada C6283-2 | 1TCT | -52 | 10 | 10 | 11 | |
| | 0.4TSEB | -63 | 8 | 8 | | |

En el caso de la colada C6317-1, el valor del "bias", tomado como la diferencia entre las probetas 0.5TCT y 0.4TSEB llega a ser de 28°C. Si observamos la colada C4381-2, el "bias" entre las probetas 1TCT y 0.4TSEB es de 25°C, valores estos cercanos al presentado en esta tesis para el material JRQ irradiado que recordemos es de 22°C.

Oak Ridge Nacional Laboratory, ORNL

Dentro del programa Heavy Section Steel Technology (HSST) del laboratorio americano de ORNL se incluye una tarea que se dedica a identificar y cuantificar el "bias" entre las probetas charpy pre-agrietadas y las compactas. La base de datos de tenacidad de fractura que han desarrollado en los últimos años es muy extensa e incluye todo tipo de materiales de vasija no irradiados, irradiados a varias fluencias y envejecidos térmicamente.

En los años 90, el ORNL llevó a cabo la irradiación de dos soldaduras de arco sumergido denominadas 72W y 73W [Nanstad 1992], de la misma composición química excepto el contenido en cobre que es de 0.32 para la soldadura 73W y de 0.23 para la soldadura 72W. Recordemos que el cobre se considera como impureza en los aceros de vasija, pero que afecta directamente a la susceptibilidad del material frente a la fragilización neutrónica, siendo ésta mayor cuanto mayor es el contenido en cobre. La caracterización de estas dos soldaduras incluía ensayos de tracción, de torre de caída, charpy y tenacidad de fractura. Las probetas de tenacidad de fractura eran del tipo compacto de espesores entre 1" y 8" y se ensayaron cerca de 80 probetas de cada colada. Todos estos resultados fueron analizados posteriormente en términos de la "Master Curve" por Sokolov [Sokolov 1995] en donde se determinó un valor de T_0 de las dos soldaduras no irradiadas e irradiadas a una fluencia de 1.6×10^{19} n/cm².

A partir de varias de las probetas compactas ensayadas de la soldadura 73W, Chaouadi del centro belga SCK-CEN, mecanizó y ensayó probetas charpy pre-agrietadas [Chaouadi 2000] de la soldadura 73W no irradiada e irradiada a 1.5×10^{19} n/cm². Mas adelante el materiales Properties Council (MPC) de EEUU coordinó un programa de ensayos con probetas charpy pre-agrietadas de dos aceros de vasija, uno de los cuales era la soldadura 72W [Van der Sluys 2002]. Los datos de la soldadura 72W han sido recientemente revisados y ampliados por Nanstad [Nanstad 2004]. De esta forma la base de datos inicial de estas dos soldaduras de probetas compactas se vio ampliada con probetas charpy pre-agrietadas.

Los valores de T_0 obtenidos mediante el análisis de todos los resultados puede verse en la Tabla 4.6. En esta tabla puede verse que el "bias" para la soldadura 72W llega a ser de 24°C considerando la diferencia entre las probetas 0.5TCT y 0.4TSEB.

Este laboratorio también ha caracterizado una soldadura denominada WF-70 extraída de la vasija de la C.N. de Midland, que nunca llegó a operar [McCabe 2000]. En concreto se obtuvieron muestras de la soldadura circunferencial del "beltline", que es la zona central de la vasija (WF70-B), y de la soldadura de una de las toberas (WF70-N). Se mecanizaron probetas tipo charpy, de tracción, de torre de caída y probetas CT. La caracterización se realizó con el material sin irradiar y con el material irradiado en un reactor experimental a dos fluencias diferentes, 0.5×10^{19} y 1×10^{19} n/cm². Los valores de T_0 para las distintas geometrías de probetas se muestran en la Tabla 4.6. En esta tabla pueden observarse valores del "bias" rondando los 20°C.

Tabla 4.6.- Valores del "bias" del laboratorio ORNL

| Material | Probeta | T ₀ (°C) | N | r | "bias" (°C) T _{0CT} -T _{0SEB} | Ref |
|--------------|---------|---------------------|----|----|--|--------------------|
| 72W | 4TCT | -60 | 6 | 6 | 17 | Sokolov 1995 |
| | 2TCT | -62 | 15 | 15 | 15 | |
| | 1TCT | -56 | 36 | 36 | 21 | |
| | 1/2TCT | -53 | 8 | 8 | 24 | Van der Sluys 2002 |
| | PCCV | -77 | 22 | 13 | | Chaouadi 2000 |
| 73W | 4TCT | -61 | 10 | 10 | 20 | Sokolov 1995 |
| | 2TCT | -61 | 20 | 15 | 21 | |
| | 1TCT | -61 | 30 | 30 | 20 | |
| | 1/2CT | -56 | 16 | 16 | 26 | Van der Sluys 2002 |
| | PCCV | -82 | 19 | 19 | | Chaouadi 2000 |
| 73W Irrad | 4TCT | 31 | 8 | 8 | 7 | Sokolov 1995 |
| | 2TCT | 37 | 19 | 19 | 14 | |
| | 1TCT | 40 | 23 | 23 | 17 | |
| | PCCV ® | 24 | 30 | 27 | | Chaouadi 2000 |
| WF70-B Irrad | 1/2TCT | 24 | 6 | 6 | 26 | McCabe 2000 |
| | PCCV | -2 | 7 | 7 | | |
| WF70-N | 1TCT | -39 | 19 | 18 | 27 | |
| | 1/2TCT | -38 | 7 | 7 | 28 | |
| | PCCV | -66 | 7 | 5 | | |
| WF70-N Irrad | 1/2TCT | 69 | 6 | 6 | 24 | |
| | 1TCT | 60 | 14 | 14 | 16 | |
| | PCCV | 45 | 8 | 8 | | |

EURO Database

Otra gran base de datos de tenacidad de fractura a destacar es la generada en el proyecto europeo: "Fracture Toughness of Steel in the Ductile to Brittle Transition Regime", coordinado por el GKSS alemán. En este proyecto participaron 10 laboratorios europeos realizando ensayos de tenacidad de fractura con probetas tipo compacto de espesores entre ½" y 4" [Heerens 2002, Wallin 2002]. El material ensayado era una forja de vasija con denominación 20NiMoCr37, similar al ASTM A508C3.

Esta base de datos fue posteriormente ampliada con probetas tipo Charpy pre-agrietadas por el GKSS y por British Energy [Heerens 2005], incluyendo mas de 400 probetas del mismo material.

De nuevo existe la posibilidad de comparar el valor de T_0 obtenido con probetas compactas y probetas de flexión. En la siguiente tabla se muestran los valores de T_0 para este material obtenido con diferentes probetas.

Tabla 4.7.- Valores de T_0 de la EURO-DataBase

| Material | Probeta | T_0 (°C) | "bias" $T_{0CT} - T_{0SEB}$ | Ref. |
|------------|---------|---------------|--------------------------------|--------------|
| 20NiMoCr37 | 0.5TCT | -86 | 16 | Wallin 2002 |
| | 1TCT | -91 | 11 | |
| | 2TCT | -96 | 6 | |
| | 4TCT | -97 | 5 | |
| | 0.4TSEB | -102 | | Heerens 2005 |

De nuevo observamos que las probetas menos conservadoras son las 0.4TSEB y las más conservadoras, valores de T_0 menores son las de 0.5TCT.

Joyce EFM 68

Joyce y colaboradores publican numerosos artículos relacionados con la obtención de la temperatura de referencia T_0 mediante el ensayo de probetas de flexión en tres puntos. En una de sus publicaciones más extensas, los autores [Joyce 2001] utilizan datos de tenacidad de fractura de cinco aceros de vasija diferentes, obtenidos mediante el ensayo de probetas compacta y probetas de flexión en tres puntos. El valor de T_0 de estos materiales y geometrías se presenta en la Tabla 4.8. En general sus resultados muestran un valor de T_0 menor para las probetas SEB.

Tabla 4.8.- Valores del "bias" de Joyce

| Material | Probeta | T_0 (°C) | N | r | "bias" (°C) $T_{0CT}-T_{0SEB}$ |
|----------|---------|------------|----|----|-----------------------------------|
| JSPS | 2TCT | -2 | 10 | 10 | 5 |
| | 1TCT | 11 | 53 | 53 | 18 |
| | 1/2TCT | 7 | 51 | 51 | 14 |
| | PCCV | -7 | 40 | 20 | |
| HSST14 | 1/2TCT | -50 | 32 | 31 | 17 |
| | PCCV | -67 | 23 | 20 | |
| HEW | 1TCT | -79 | 14 | 14 | 10 |
| | PCCV | -89 | 16 | 13 | |
| GGS | 1TCT | -16 | 12 | 12 | 7 |
| | PCCV | -23 | 37 | 26 | |

Uniendo los resultados de otros autores con los obtenidos en esta tesis se puede ver que el valor del "bias" es muy variable obteniendose valores entre 8°C y 28°C, siendo el valor medio alrededor de 15°C. Una de las posibles fuentes de esta variabilidad puede ser el número de probetas ensayadas.

4.2. EFECTO DE LA GEOMETRIA DE LA PROBETA EN T_0 : ESTUDIO COMPUTACIONAL

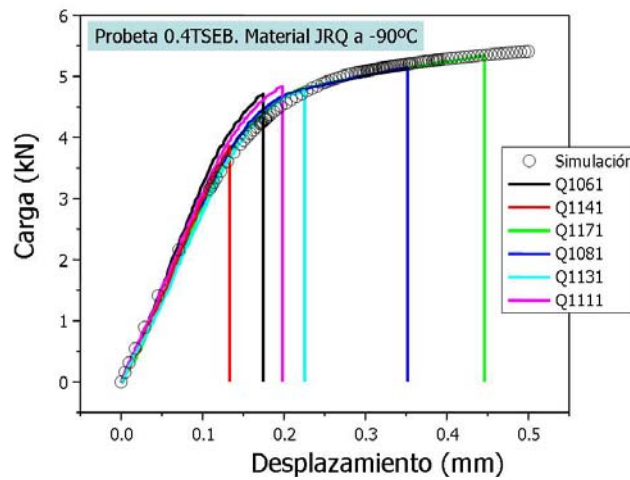
En el apartado anterior se ha puesto de manifiesto las numerosas evidencias experimentales de la diferencia del valor de la temperatura de referencia T_0 obtenida con probetas de flexión y probetas compactas. Estos resultados arrojan la necesidad de corregir el valor del T_0 obtenido mediante el ensayo de probetas de flexión, añadiéndole el valor del "bias". Para que esta corrección sea efectiva, se debería disponer de un valor genérico del "bias" para los materiales de vasija. Este valor genérico se puede obtener mediante un análisis computacional.

La propuesta de esta tesis es la de obtener este valor genérico a partir de la distribución de tensiones en el fondo de grieta de distintas geometrías y del parámetro Q de constricción.

Antes de calcular el valor del parámetro Q , se presentan algunas consideraciones sobre la validez de la modelización por elementos finitos y sobre los campos tensionales obtenidos.

4.2.1. Validez de la modelización por elementos finitos

Antes de comenzar a comparar los campos tensionales de fondo de grieta es necesario verificar si los modelos de elementos finitos son correctos. En el caso del material JRQ se ha modelizado el comportamiento a fractura para una temperatura de -90°C , para la cual los parámetros del material son $n=10$, $\sigma_0=570$ MPa y $E=210000$ MPa. Si comparamos la variación de la carga con el desplazamiento obtenido experimental y computacionalmente para la probeta 0.4TSEB tenemos la representación de la Figura 4.13.



*Figura 4.13.- Gráfica de carga-desplazamiento para el material JRQ a -90°C.
Comparación de la simulación por elementos finitos y los resultados
experimentales*

En esta figura puede verse que la concordancia del análisis por elementos finitos con los resultados experimentales es buena.

Para las otras geometrías del material JRQ este tipo de verificación no se puede realizar adecuadamente puesto que en el modelo de elementos finitos solo se considera una relación de la grieta con respecto al ancho de la probeta (a/W) de 0.5 mientras que experimentalmente este valor es superior en muchos casos. Sin embargo la verificación se puede realizar comparando el valor de la integral-J calculada por el ABAQUS con la correspondiente al área de la carga frente al desplazamiento también calculado por ABAQUS. Esta comparación se muestra en las siguientes figuras para las probetas 0.5TSEB, 1TSEB, 0.5TCT y 1TCT del material JRQ.

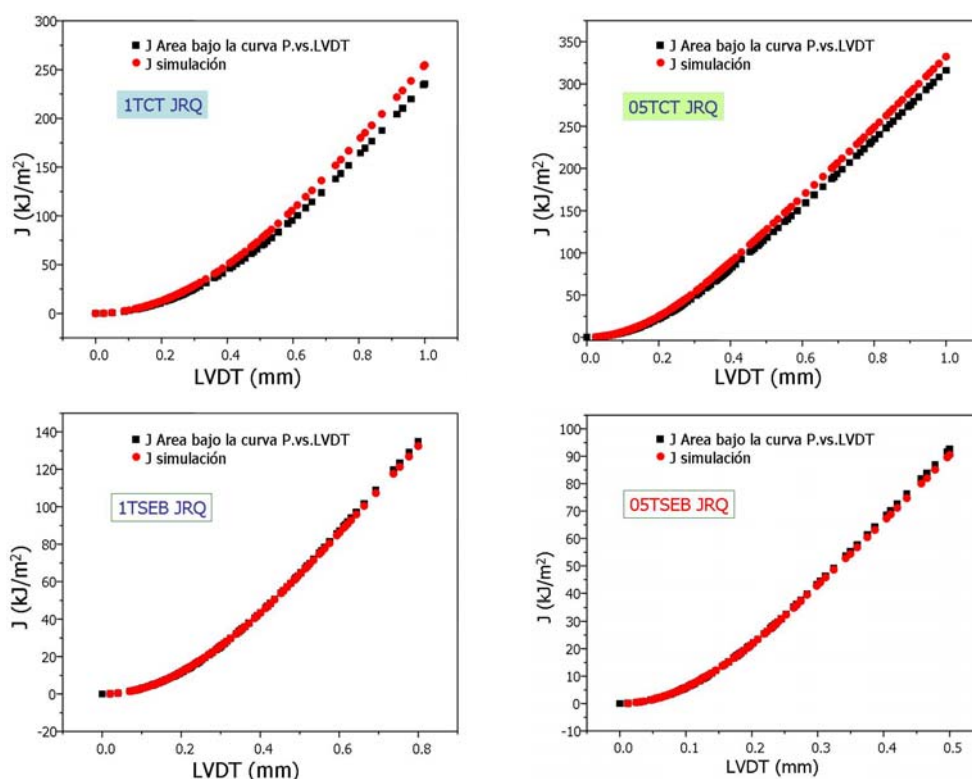


Figura 4.14.- Comparación del valor de J obtenido.

Como puede verse en estas figuras la concordancia es muy buena, sobre todo en el caso de las probetas de flexión.

En los apartados siguientes se comparan los resultados computacionales de esta tesis con los resultados de otros autores, no encontrándose grandes discrepancias lo que también valida de cierto modo estos cálculos.

Recordemos que el modelado incluido en esta tesis se ha realizado en 2 dimensiones, en donde el efecto del espesor se incluye especificando un espesor a los elementos finitos. Trabajos previos de la autora [Serrano 2006] demuestran que la modelización en 2 dimensiones aquí incluida es suficiente para cumplir con los objetivos de esta tesis. En la siguiente figura se puede ver la modelización en 3 dimensiones de una probeta 0.4TSEB.

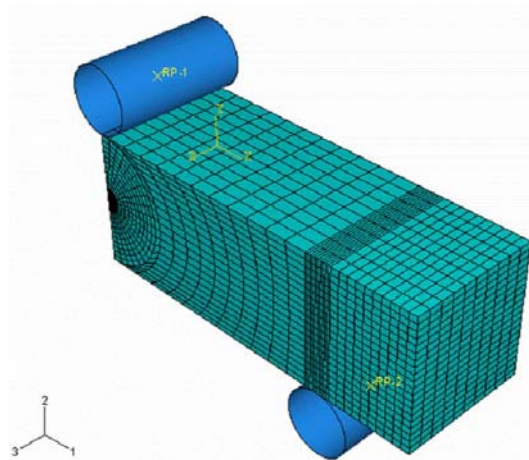


Figura 4.15.- Modelizado de la probeta 0.4TSEB en tres dimensiones [Serrano 2006]

Si comparamos la tensión de apertura de grieta obtenida mediante la modelización en dos dimensiones y en tres dimensiones, ver figura Figura 4.16, vemos que para valores de $r/(J/\sigma_0) > 1$ que es la región de interés la solución en dos dimensiones es adecuada.

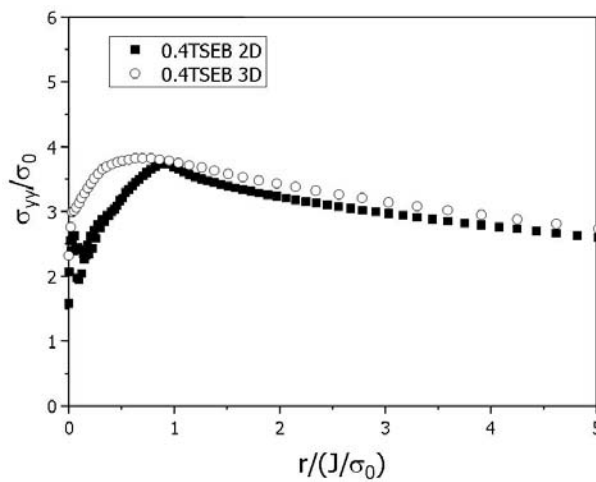


Figura 4.16.- Comparación de los modelos en 2D y 3D

4.2.2. Tensión de referencia de plastificación confinada

La tensión de referencia de plastificación confinada se ha obtenido mediante el análisis numérico del modelo de frontera modificado. Recordemos que el valor de K aplicado es de $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, correspondiente a un valor de J de 43 kJ/m^2 . Además se han aplicado los desplazamientos correspondientes a $T/\sigma_0 =$ de 0.8, 0.2, 0, -0.2, -0.4, -0.6, -0.8. El valor de J se ha calculado a partir del valor de K aplicado, J_{Ap} y a partir del método de extensión virtual de grieta incluido en el programa ABAQUS, J_{FEM} .

Comparemos la distribución de tensiones para los distintos valores de T/σ_0 correspondientes a diferentes estados de constricción. La Figura 4.17 muestra la variación de la tensión de apertura de grieta frente a la distancia. La tensión esta normalizada por el límite elástico σ_0 y la distancia desde el fondo de grieta está normalizada por J/σ_0 . La línea gruesa correspondiente a la solución de $T=0$ es la distribución de tensiones de SSY. La tensión representada por los círculos es la correspondiente a la singularidad HRR. Para valores de $r > J/\sigma_0$, la variación de la tensión en términos de T/σ_0 es esencialmente la misma. La tensión se ve sustancialmente reducida para valores de T/σ_0 negativos, mientras que para valores positivos la tensión aumenta moderadamente. La desviación de la condición de SSY se acelera considerablemente cuando disminuye T/σ_0 mientras que la tensión parece estabilizarse para valores altos de T/σ_0 .

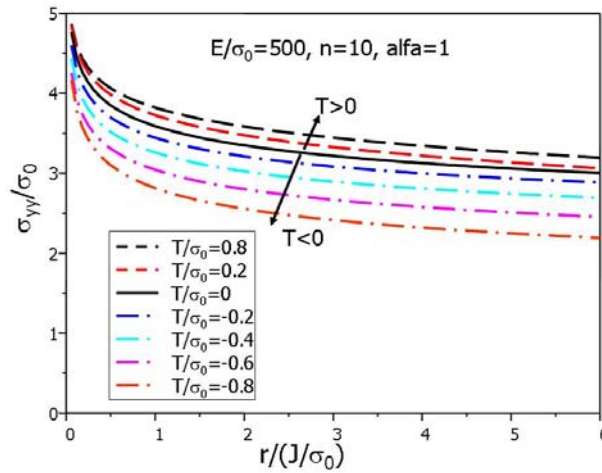


Figura 4.17.- Tensión de apertura de grieta para diferentes valores de la tensión- T , junto con la solución HRR

En esta figura también puede verse que la tensión correspondiente a $T=0$ está por debajo de la teórica de HRR. Esta observación también la realizan otros autores [O'Dowd 1991, Wang 1991]. Sin embargo vemos que cuando el valor de $T>0$, la solución de tensiones se va acercando a la teórica. Esta cercanía de la tensión para $T \geq 0$ a la solución HRR es una evidencia de que para estas condiciones el campo tensional está descrito correctamente mediante la *integral J*.

Siguiendo la notación de Wang [Wang 1991] donde $T/\sigma_0 = \tau$, la variación de la tensión de apertura de grieta respecto a τ puede ajustarse a un polinomio de tercer grado de la forma:

$$\frac{\sigma_{yy}^{MBL}\left(r/\left(J/\sigma_0\right); \tau\right)}{\sigma_0} = \frac{\sigma_{yy}^{MBL}\left(r/\left(J/\sigma_0\right)\right)}{\sigma_0} + A(\tau) + B(\tau)^2 + C(\tau)^3 \quad 4-6$$

Donde A , B y C son constantes que dependen del exponente de endurecimiento n . La Figura 4.18 muestra que los resultados de esta tesis de

la distribución de la tensión de apertura y el polinomio propuesto por Wang para $n=10$ son muy similares.

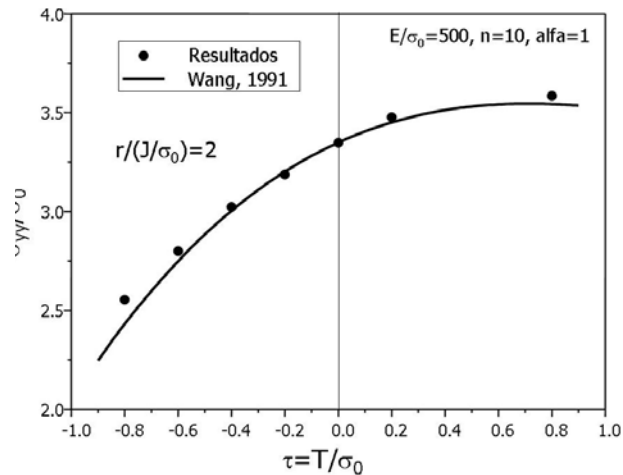


Figura 4.18.- Variación de la tensión de apertura de grieta con el valor de T normalizado

En la siguiente figura se muestra la tensión de apertura de grieta para el material de referencia de $n=10$, correspondiente al material genérico de vasija sin irradiar, en la que el valor de la *tensión*- T es cero. En esta figura también se muestran los resultados de este mismo análisis numérico realizado por Nevalainen y colaboradores [Nevalainen 1996], viéndose que se obtienen resultados muy similares.

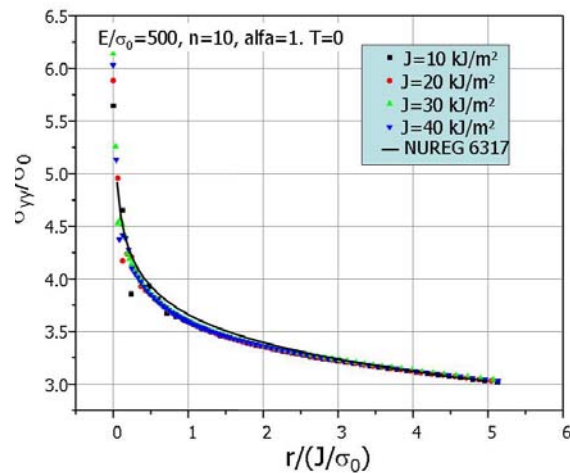


Figura 4.19.- Comparación de la tensión SSY con la obtenida por Nevalainen

La independencia de la tensión con el valor de J aplicado, mostrado en esta figura es otra de las garantías de que el estado de deformación plana se mantiene durante todo el análisis.

Como ya se ha comentado en la introducción, la hipótesis de grandes deformaciones suministra valores del campo tensional más cercanos a la realidad. Si comparamos el análisis de pequeña deformación con el de gran deformación, ver Figura 4.20, podemos ver que las diferencias son evidentes para $r/(J/\sigma_0) < 1$. En el intervalo $1 < r/(J/\sigma_0) < 3$, los efectos de las deformaciones finitas son todavía evidentes, puesto que la tensión se eleva acercándose a la distribución HRR. Este comportamiento está de acuerdo con el argumento de que las tracciones que tendrían que ser soportadas en la región $r/(J/\sigma_0) < 1$ se transfieren al material fuera de la zona de grandes deformaciones [O'Dowd 1991]

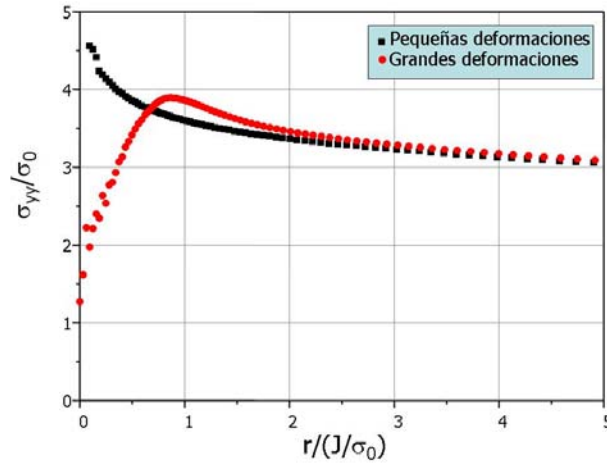


Figura 4.20.- Comparación del campo tensional para grandes deformaciones y pequeñas deformaciones

Para la definición del parámetro Q se ha tomado como referencia los campos tensionales correspondientes a grandes deformaciones.

4.2.3. Efecto del material

Como ya se mencionó anteriormente, se han modelizado las diferentes geometrías para tres materiales diferentes: un material de referencia de vasija no irradiado con valores de $n=10$ y $\sigma_0=420$ MPa ($E/\sigma_0=500$); un material de referencia de vasija irradiado con valores de $n=20$ y $\sigma_0=700$ ($E/\sigma_0=300$) y el material JRQ con valores de $n=10$ y $\sigma_0=570$. Como puede verse las diferencias entre estos materiales radican tanto en el límite elástico, σ_0 , como en el exponente de endurecimiento.

Si comparamos el campo tensional de referencia de plastificación confinada SSY para estos tres materiales, Figura 4.21, puede observarse que el material JRQ y el de referencia de vasija no irradiado son muy similares, lo que puede implicar que el efecto del valor del límite elástico no es apreciable. Sin embargo si se aprecia un efecto importante del exponente de endurecimiento,

presentando el material de $n=20$ un campo tensional de menor magnitud que los anteriores.

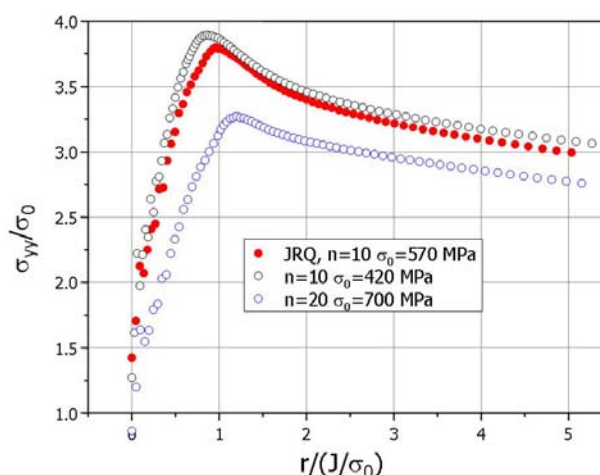


Figura 4.21.- Comparación del campo tensional de regencia SSY para los tres materiales en estudio.

Si realizamos una comparación de las diferentes geometrías en este caso para el material de $n=20$, Figura 4.22, vemos que la pérdida de constricción de las probetas SEB sigue siendo evidente aunque ligeramente inferior que para el material de $n=10$. Esta misma observación la realiza Petti [Petti 2004b] cuando compara la distribución de tensiones de las probetas SEB y CT para tres materiales diferentes con valores de $n=5, 10$ y 20 y valores de $E/\sigma_0=800, 500$ y 300 respectivamente. Entre otras, los autores concluyen que el nivel de constricción de las probetas SEB es claramente inferior que el de las probetas CT para todos los materiales estudiados. Un mayor valor de n implicaría una pérdida de constricción mayor, pero el alto valor del límite elástico compensa esta pérdida de constricción en los inicios de la carga. Los autores apuntan que el material de $n=10$ presenta una pérdida de constricción mayor que el material de $n=20$. Esto significaría que para el material de vasija irradiado (correspondiente a un valor mayor del exponente de endurecimiento n), la

pérdida de constricción sería menor que para el material no irradiado, lo que correspondería a un valor del "bias" menor para el material irradiado. Sin embargo, no existen evidencias experimentales de este efecto, puesto que en la bibliografía no existen suficientes datos de "bias" de material irradiado.

En concreto, en la parte experimental aquí presentada se obtenía un valor de "bias" mayor para el material JRQ irradiado que para el material JRQ no irradiado, lo que contradice la hipótesis de que la irradiación reduce la pérdida de constricción de las probetas SEB. Debe hacerse notar que en el caso del material JRQ irradiado, la fluencia neutrónica es baja y que los resultados de tracción de este material apuntan a un valor de n cercano a 10.

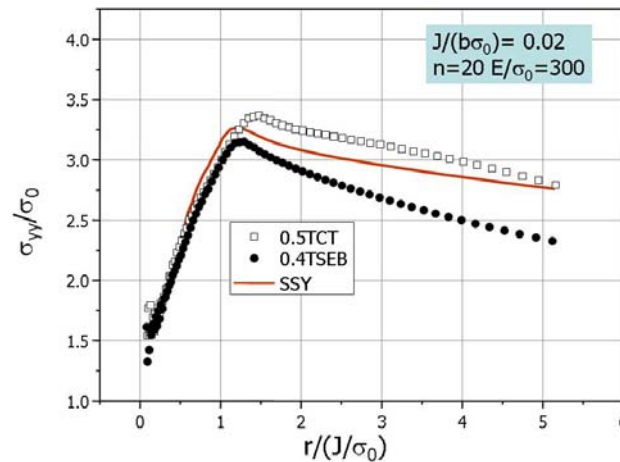


Figura 4.22.- Comparación del campo tensional para un nivel de $J/(b\sigma_0)=0.02$ para $n=20$.

4.2.4. Efecto de la geometría de la probeta

El efecto de la geometría de la probeta se ve claramente en la siguiente figura, en donde se comparan la tensión de apertura de grieta para la solución de plastificación confinada y para las geometrías en estudio para un nivel de J

aplicado de 40 kJ/m², que recordemos es el aplicado para obtener la solución SSY.

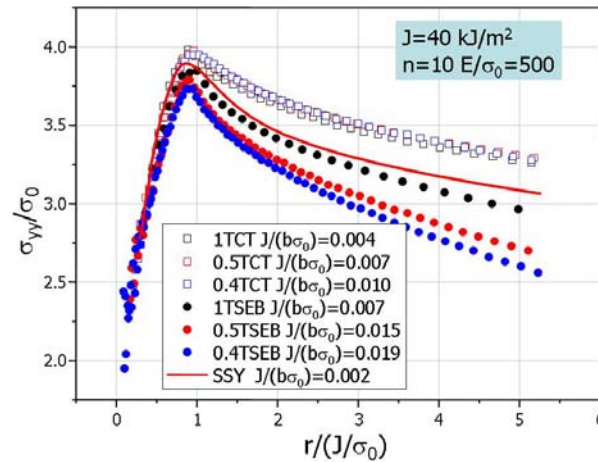


Figura 4.23.- Comparación del campo tensional para un nivel de J de 40 kJ/m².

En esta figura se incluye el valor del nivel de deformación medido como $J/(b\sigma_0)$ que como puede verse depende del ligamento resistente de la probeta. Una de las primeras observaciones claras que se pueden hacer de esta figura es que las probetas de flexión presentan una tensión de apertura de grieta menor que la de referencia de alta constricción y menor que la de las probetas de tipo compacto. Así se puede decir que las probetas de tipo compacto presentan una distribución de tensiones en el fondo de la grieta próxima a la distribución teórica de deformación plana. Una menor tensión de apertura de grieta implica una relajación de tensiones que es debida a una pérdida de la triaxialidad de tensiones asociada a una pérdida de constricción en la zona de la grieta. Por lo tanto, se demuestra también de forma computacional, que las probetas de flexión presentan una pérdida de constricción frente a las probetas de tipo compacto.

Otra de las observaciones de esta figura es que parece que existe un efecto del espesor en el caso de las probetas SEB, puesto que cuanto mayor es el espesor, menor es la diferencia del campo tensional respecto al de plastificación confinada. Así las probetas 1TSEB de espesor 1" presentan un campo tensional similar al de SSY, mientras que las probetas 0.5TSEB y 0.4TSEB de espesores menores, presentan campos tensionales claramente alejados del de referencia. Este efecto no parece apreciarse en el caso de las probetas compactas, manteniendo campos tensionales elevados para los tres espesores en estudio. Sin embargo este efecto del espesor desaparece cuando la representación del campo tensional se realiza para un mismo nivel de deformación. Así por ejemplo en la siguiente figura se repite la representación del campo tensional para todas las geometrías en estudio para un mismo nivel de deformación medido como $J/(b\sigma_0)=0.02$.

En esta figura se puede ver que el efecto del espesor arriba mencionado desaparece, agrupándose por un lado las probetas compactas y por otro las de flexión. Este tipo de representación para un mismo nivel de $J/(b\sigma_0)$ simplifica los cálculos puesto que permite utilizar la misma solución para probetas geoméricamente semejantes.

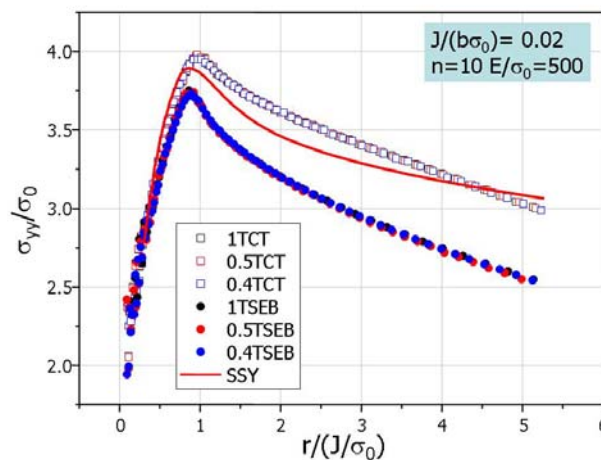


Figura 4.24.- Comparación del campo tensional para un nivel de $J/(b\sigma_0)=0.02$.

Una vez demostrado que las probetas de flexión presentan una pérdida de constricción, el siguiente paso es cuantificar esta pérdida a través del parámetro Q.

4.2.5. Valores de Q

El parámetro Q se define como [O'Dowd 1991]

$$Q = \frac{\sigma_{yy} - (\sigma_{yy})_{SSY}}{\sigma_0} \quad \text{para } \theta=0 \text{ y } r=2J/\sigma_0 \quad 4-7$$

Donde σ_{yy} es la tensión de apertura de grieta de la geometría en estudio, $\sigma_{yy(SSY)}$ es la tensión de apertura de grieta para la solución de alta constricción de plastificación confinada SSY y σ_0 es el límite elástico del material. Cuando el campo tensional de fondo de grieta se va relajando debido a una pérdida de constricción, se va alejando de la distribución teórica y aparecen valores de Q negativos.

Como puede verse en la Figura 4.25, para el caso de una probeta 0.4TSEB del material JRQ, a medida que la carga aumenta, la tensión de apertura de grieta va disminuyendo, presentando un valor de Q negativo.

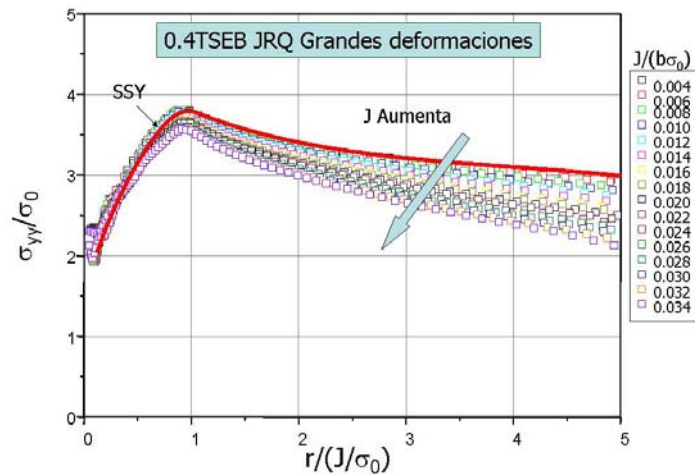


Figura 4.25.- Diferencia entre el campo tensional de apertura de grieta para la condición de SSY y una probeta 0.4TSEB

Si comparamos esta figura con la correspondiente a una probeta 1TCT del mismo material, Figura 4.26, vemos que en el caso de la probeta 1TCT para los mismos niveles de deformación el valor de Q medido a $r/(J/\sigma_0)=2$, se mantiene siempre positivo. Esto indica que para la probeta 1TCT la condición de deformación plana se mantiene prácticamente durante todo el análisis.

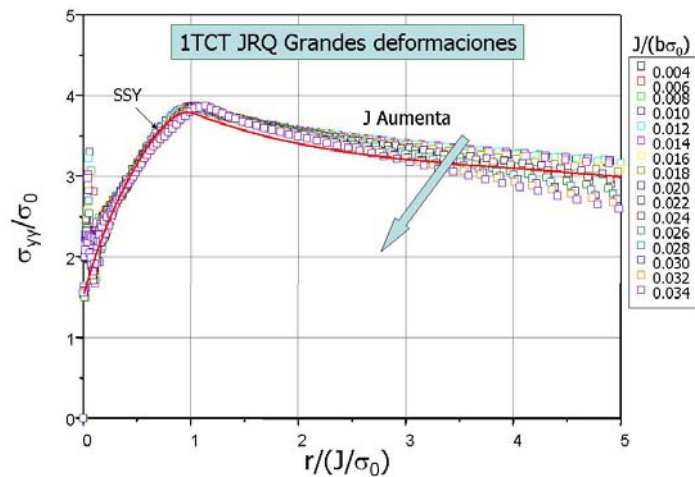


Figura 4.26.- Diferencia entre el campo tensional de apertura de grieta para la condición de SSY y una probeta 1TCT

La Figura 4.27 muestra las trayectorias J-Q para las geometrías en estudio para el material JRQ. En esta gráfica Q está definido para $r/(J/\sigma_0)=2$ mientras que J está normalizada por $b\sigma_0$, para poder representar a las probetas geoméricamente semejantes.

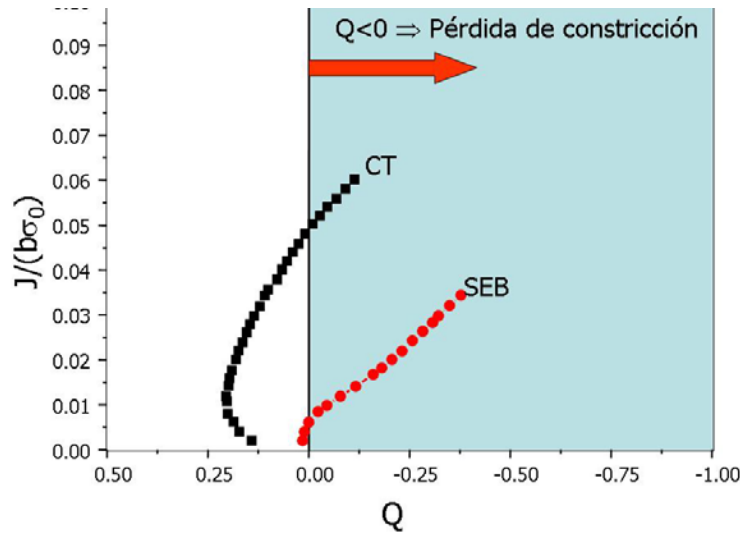


Figura 4.27.- Trayectorias J-Q para las probetas SEB y CT. Material JRQ

Las trayectorias J-Q expuestas suministran una correcta descripción del diferente nivel de constricción a medida que aumenta la carga. Para cargas bajas, la tensión cercana al fondo de grieta y las deformaciones evolucionan de forma análoga al campo tensional correspondiente al campo de plastificación confinada, SSY. Este campo tensional de alta constricción está asociado a bajo niveles de Q , tanto negativos como positivos. Cuando la plastificación progresa, las tensiones en fondo de grieta comienzan a relajarse y son menores que las de la condición SSY. Esta pérdida de constricción se refleja en un descenso en el valor de Q , especialmente para las probetas de flexión.

Este mismo análisis ha sido realizado por otros autores, destacando las aportaciones de Cravero y Ruggieri [Cravero 2003] en donde analizan las

trayectorias J-Q para varias geometrías de probetas, entre ellas las de flexión y las compactas. La Figura 4.28 muestra los resultados de estos autores para un material de $n=10$.

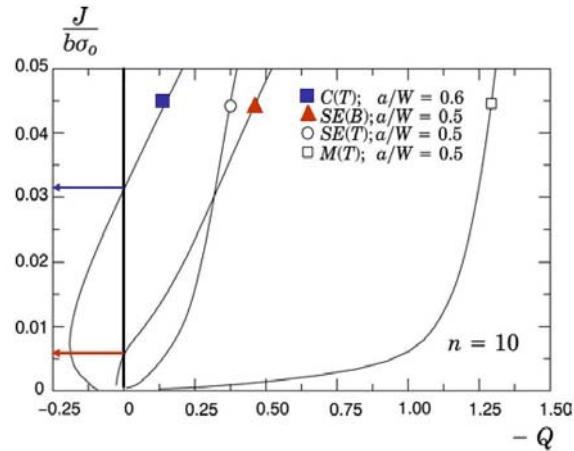


Figura 4.28.- Trayectorias para diferentes geometrías obtenidas por Cravero [Cravero 2003]

Si comparamos estos resultados con los obtenidos en esta tesis, Figura 4.25, podemos ver que para las probetas de flexión los resultados son muy similares, perdiéndose la triaxialidad para valores de carga muy bajos. Comparando las probetas CT, vemos que existen algunas diferencias. En los resultados presentados aquí, la probeta CT comienza a presentar valores de Q negativos para valores de $J/(b\sigma_0)$ de 0.05, mientras que los resultados de Cravero muestran que la pérdida de constricción para estas probetas comienza para valores más bajos.

En esta tesis se han modelizado todas las probetas con a/W de 0.5, mientras que Cravero presenta los resultados para la probeta CT con $a/W=0.6$, es decir el ligamento resistente es menor. Esto puede ser la causa de las diferencias en el valor de Q obtenido.

Por otro lado Dodds y colaboradores [Koppenhoefer 1995] también investigan la pérdida de constricción de las probetas SEB. En el caso de la probeta SEB con $a/W=0.5$ y un valor de $n=10$, sus resultados están en concordancia con los aquí presentados, mostrando una pérdida de constricción, reflejada por valores de $Q < 0$, para valores de deformación cercanos a $J/(b\sigma_0) \sim 0.004$.

El comportamiento reflejado en la Figura 4.25, revelan importantes implicaciones para la evaluación de componentes agrietados. Así, el nivel de constricción en el fondo de grieta, cuantificado por Q , afecta al proceso de fractura frágil de los materiales ferríticos. El papel jugado por el parámetro Q puede ser explicado en términos de la dependencia de la fractura por clivaje con el nivel crítico de la tensión del fondo de grieta a una distancia crítica del fondo de grieta [Ritchie 1973]. Valores negativos de Q disminuyen la tensión de apertura de grieta con lo que necesitan valores más elevados de carga para iniciar la fractura por clivaje.

Este razonamiento es consistente con los resultados experimentales presentados en esta tesis en donde se observa que las probetas SEB suministran valores de tenacidad mayores que las probetas CT, lo que apoya un valor de Q más negativo en la geometría de flexión.

Para las probetas compactas, el valor de Q se mantiene positivo a bajos niveles de carga y gradualmente cambia a valores negativos cuando aumenta la carga. Para el caso de las probetas de flexión, el valor de Q comienza a ser negativo para valores de carga mucho menores que las probetas compactas lo que indica una pérdida de constricción para valores muy tempranos del ensayo.

Esto implica que las probetas de flexión, SEB, acusan una pérdida de triaxialidad para valores de deformación mucho menores que las probetas

compactas, CT. Así para las probetas SEB el límite de deformación, por debajo del cual se mantienen las condiciones de SSY, es de alrededor de $J/(b\sigma_0)=0.006$, que corresponde a un valor para una probeta 0.4TSEB del material JRQ de $J \sim 17 \text{ kJ/m}^2$ y $K_J=60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. En el caso de una probeta 0.5TCT este límite es mucho más elevado, siendo de $J/(b\sigma_0)=0.05$ correspondiente a un valor de K_J de casi $290 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Este efecto puede explicarse como se indica a continuación [Pavankumar 1998]. En el caso de geometrías de flexión, la plastificación se forma en dos zonas: una cerca de la punta de grieta debido a la tensión de apertura de grieta (Zona A) y otra en el final del ligamento resistente debido a la tensión de compresión de flexión (Zona B). No existe interacción entre estas dos zonas plásticas hasta un cierto nivel de deformación. En esta zona la zona plástica de fondo de grieta es la dominante y la plastificación del material está contenida en esta zona, lo que provoca la existencia de altas tensiones de apertura de grieta que corresponden a valores de Q cercanos a 0. Como el ligamento resistente de las probetas de flexión es pequeño, el aumento de la zona plástica de flexión hace que ésta interactue con la zona plástica de fondo de grieta al aumentar la carga, con lo que se forma una "bisagra plástica". Esta interacción promueve una redistribución de tensiones, reduciendo la tensión en el fondo de grieta con lo que el valor de Q decrece rápidamente. En la Figura 4.29 se muestra este efecto para una probeta 04TSEB del material JRQ.

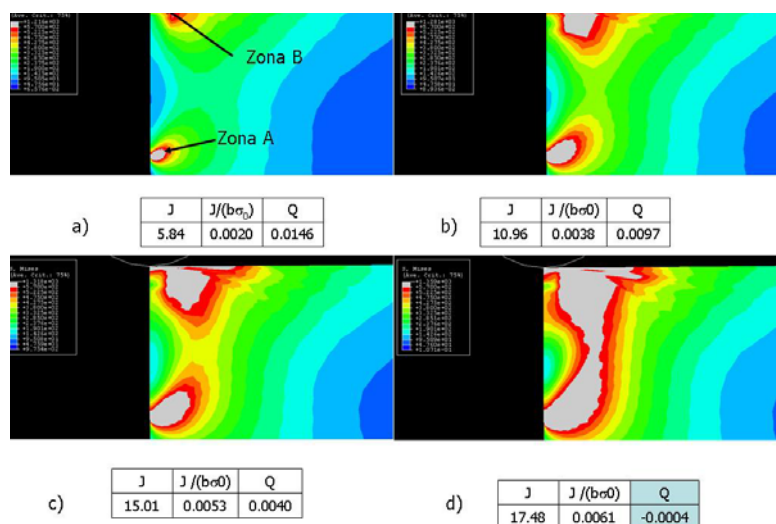


Figura 4.29.- Evolución de la plastificación en una probeta 04TSEB

Para este análisis la zona plástica se establece por el criterio de von Mises, que recordemos que establece el inicio de plastificación cuando la tensión equivalente alcanza el límite elástico. En esta figura la plastificación está señalada por un color gris. Vemos que cuando aumenta la carga, reflejada en este caso por el valor de J , las dos zonas plásticas van aumentando. Así vemos que al inicio del ensayo el valor de Q se mantiene cercano a cero pero positivo y comienzan a desarrollarse las dos zonas plásticas. A medida que la carga va aumentando, Figura b) y c), las zonas plásticas van aumentando pero Q se mantiene positivo, hasta que las dos zonas plásticas se unen provocando que el valor de Q sea negativo y comience la pérdida de constricción.

Por conveniencia el valor de Q de la figuras anteriores se ha calculado para un valor de $r/(J/\sigma_0)=2$. Como Q es la medida de la desviación en el campo tensional de una probeta respecto a la correspondiente a SSY, es importante examinar la variación de Q con la distancia al fondo de grieta $r/(J/\sigma_0)$.

Las siguientes figuras muestran esta variación para el rango de $1 < r/(J/\sigma_0) < 5$ para el material JRQ. Para las probetas SEB, el parámetro Q muestra una dependencia radial importante para bajos niveles de deformación, mientras que para las probetas CT para esta dependencia aparece para niveles de deformación mayores.

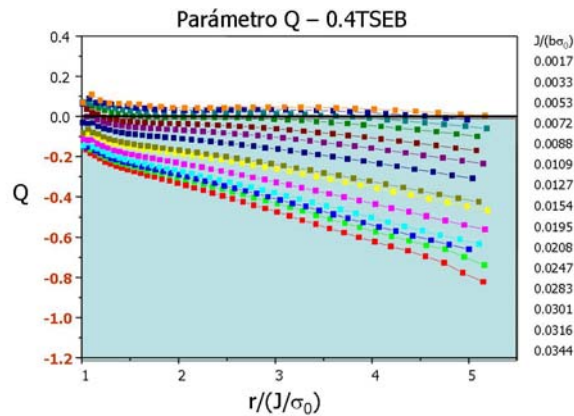


Figura 4.30.- Valor del parámetro Q . Probeta 04TSEB

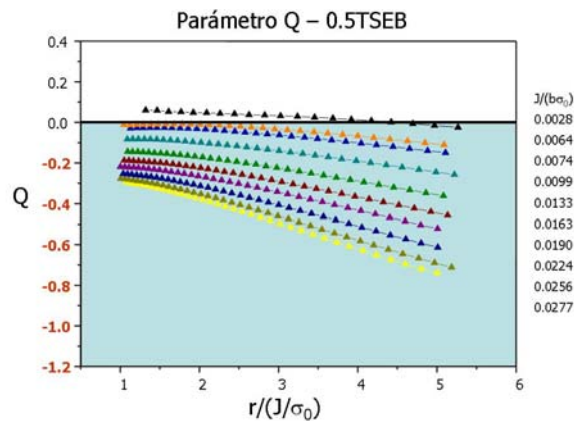


Figura 4.31 Valor del parámetro Q . Probeta 05TSEB

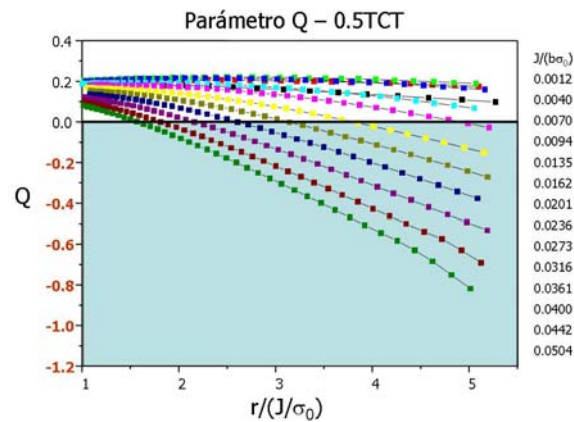


Figura 4.32.- Valor del parámetro Q. Probeta 05TCT

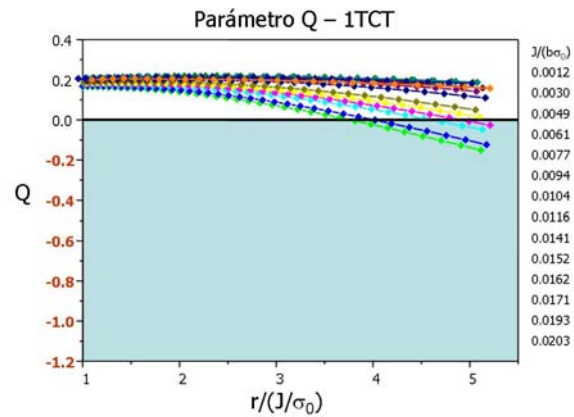


Figura 4.33 Valor del parámetro Q. Probeta 1TCT

4.2.6. Relación entre Q y la tensión-T

Dentro de la formulación del modelo de frontera modificado, existe una correspondencia univoca entre Q y la tensión-T que depende del exponente de endurecimiento del material. O'Dowd [O'Dowd 1993] establece esta relación para varios valores de n . En el caso de $n=10$, esta función tiene la forma:

$$Q = 0.7594\left(\frac{T}{\sigma_0}\right) - 0.5221\left(\frac{T}{\sigma_0}\right)^2 \quad 4-8$$

Donde Q está obtenido por la ecuación 4-7.

Recordemos que en esta tesis se han determinado la distribución de tensiones del material de $n=10$ para diferentes valores de T/σ_0 , ver Figura 4.17. Para estas distribuciones se puede calcular el valor de Q correspondiente a cada valor de T/σ_0 como el diferencial de la tensión de apertura de grieta para una distancia de $r/(J/\sigma_0)=2$. La relación entre el parámetro Q así calculado se muestra en la Figura 4.34 junto con el ajuste para $n=10$ de O'Dowd. Esta figura muestra que la concordancia de los resultados aquí presentados con el ajuste de O'Dowd es muy aceptable.

En esta figura se puede observar que la condición de $T/\sigma_0=0$ corresponde con la de $Q=0$ como cabría esperar de la definición de Q de la ecuación 4-7. También se observa que Q crece con T/σ_0 y que el estado triaxial puede disminuir respecto al estado de referencia ($Q<0$) pero que no puede aumentar muy por encima del valor de referencia.

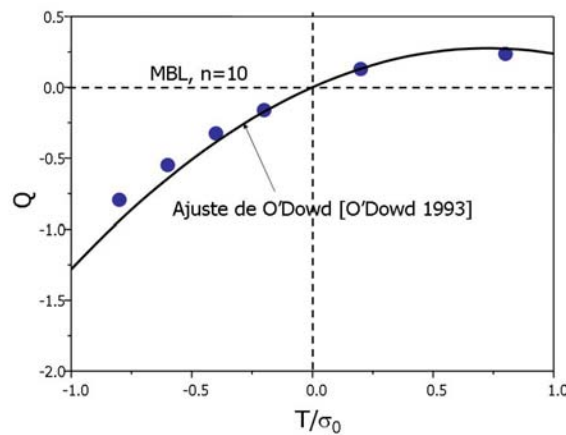


Figura 4.34.- Relación entre Q y la tensión- T

Esta relación entre Q y la *tensión-T* ha sugerido a diversos autores la utilización de la *tensión-T* como parámetro de constricción, puesto que su valor para diferentes geometrías se encuentra tabulado en numerosas referencias. Por ejemplo, para la probeta compacta, la *tensión-T* puede estimarse a partir de la siguiente ecuación [Saxena 1998]:

$$\frac{T}{\sigma} = 6.063 - 78.987\left(\frac{a}{W}\right) + 380.46\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 661.7\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 428.45\left(\frac{a}{W}\right)^4$$

Donde $\sigma = \frac{P}{BW}$

4-9

Para la probeta SEB, la *tensión-T* es de la forma:

$$\frac{T}{\sigma} = 0.111 - 8.982\left(\frac{a}{W}\right) + 53.61\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 109.32\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 78.977\left(\frac{a}{W}\right)^4$$

Donde $\sigma = \frac{35 P}{2BW^2}$

4-10

Aplicando estas fórmulas para estimar la variación de la *tensión-T* con la carga aplicada para $a/W=0.5$ y $n=10$ de las dos geometrías se puede estimar el valor de Q correspondiente a partir del ajuste propuesto por O`Dowd, ver ecuación 4-8.

En la Figura 4.35, se puede ver el valor del parámetro Q calculado como el campo diferencial entre la *tensión* de apertura de grieta y la de referencia para la probeta SEB del material JRQ, representado por círculos, junto con el valor del parámetro Q estimado a partir de la *tensión-T*, representado por la línea discontinua. Por comparación se han incluido los valores de Q obtenidos por O`Dowd para $a/W=0.4$ y 0.6 . Como primera observación pude verse que los resultados de esta tesis para la probeta 04TSEB de $a/W=0.5$ se encuentra entre los resultados de O`Dowd de $a/W=0.4$ y 0.6 , como parece lógico.

Otra consecuencia de esta figura es que la estimación del parámetro Q a partir de la *tensión*- T falla notablemente cuando la carga va aumentando y consecuentemente la plastificación aumenta. Por lo tanto para condiciones alejadas del estado de SSY, el parámetro Q es más general, puesto que captura el efecto de la pérdida de constricción de las probetas SEB con grietas profundas a medida que la carga aumenta.

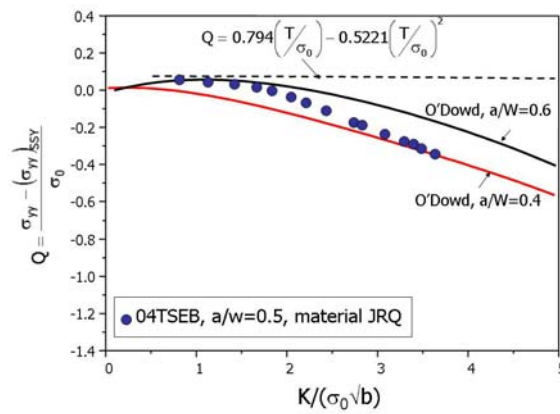


Figura 4.35.- Comparación del parámetro Q con la estimación a partir de T/σ_0 para una probeta SEB

En el trabajo antes mencionado de O'Dowd [O'Dowd 1993], se comparan los valores de Q obtenidos mediante la definición de la 4-7 con los estimados a partir de T/σ_0 para diversas geometrías y diversos valores de n . Para las probetas de flexión, SEB, analizan el efecto de a/W y de n . En el caso de grietas cortas ($a/W=0.1$) la predicción de Q a partir de T/σ_0 describe correctamente la pérdida de triaxialidad pero para el caso de grietas más profundas ($a/W>0.4$) la predicción no es correcta, tal y como ocurre con los resultados de esta tesis.

Por lo tanto el parámetro Q es más correcto para predecir la pérdida de constricción para la geometría de flexión con $a/W=0.5$, puesto que para bajos

niveles de carga, la tensión de apertura de grieta comienza a relajarse y se aleja de la solución de referencia de alta constricción.

De lo expuesto anteriormente se puede deducir que el parámetro Q es más adecuado que la tensión- T para describir la pérdida de constricción de las probetas de flexión. También se deduce que las probetas compactas presentan un estado tensional en el fondo de la grieta cercano al teórico de plastificación confinada.

4.3. VALORES DEL "BIAS" OBTENIDOS

4.3.1. Valor del "bias" experimental

Como ya se ha expuesto anteriormente, existen muchas evidencias experimentales de la existencia del "bias", que recordemos es la diferencia en el valor de la temperatura de referencia T_0 obtenido mediante el ensayo de probetas de flexión y probetas compactas. Experimentalmente se ha calculado un "bias" de 16°C para el material JRQ, de 22°C para el material JRQ irradiado y de 11°C para el material MVE.

En el apartado 4.1.3 se exponía valores del "bias" obtenidos por otros autores, variando este valor entre 8°C y 28°C. Si representamos todos los valores de T_0 obtenido mediante probetas CT y probetas SEB, obtenidos experimentalmente tanto en esta tesis como en la bibliografía, se obtiene una correlación lineal tal y como muestra la Figura 4.36. Esta correlación presenta un coeficiente de 0.98 y predice que el valor del "bias" es de 17°C.

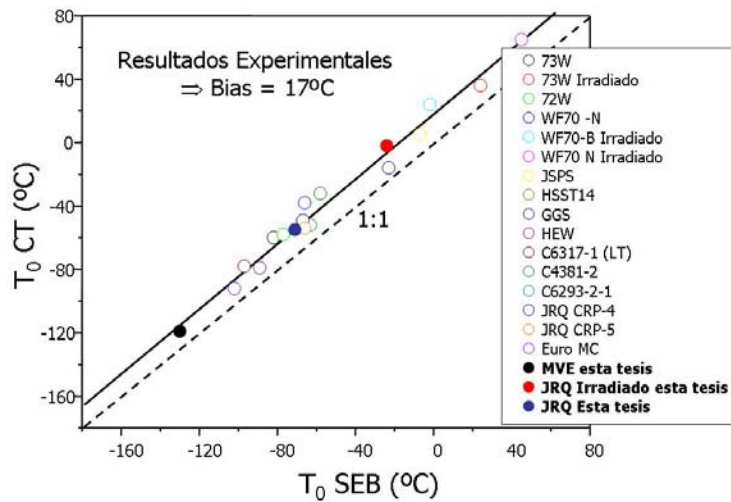


Figura 4.36.- Comparación del "bias" obtenido en esta tesis con el de la bibliografía

Esta correlación confirma que el valor del "bias" de 16°C obtenido experimentalmente en esta tesis para el material JRQ es correcto

En el caso del material JRQ irradiado el valor del "bias" es de 22°C, algo superior al estimado experimentalmente. Este valor se puede ver afectado por el reducido número de probetas CT ensayadas.

4.3.2. Valor del "bias" computacional

Una vez que se ha demostrado que el parámetro Q es el adecuado para describir la pérdida de constricción de las probetas SEB, y que se ha determinado la relación entre J y Q para estas probetas para el material JRQ en la zona de transición, el paso siguiente es intentar acoplar el análisis numérico con los resultados experimentales. De esta forma se podrá corregir el valor de la tenacidad de fractura obtenida mediante el ensayo de probetas SEB para estimar el valor correspondiente al estado de alta constricción.

Una vez corregido el valor de la tenacidad de fractura, se calcula el nuevo valor de T_0 correspondiente a un estado de alta constricción, $T_{0(SSY)}$. El valor del "bias" estimado computacionalmente sería la diferencia entre este valor de $T_{0(SSY)}$ y el obtenido experimentalmente mediante el ensayo de las probetas SEB, $T_{0(SEB)}$.

Existen varias formas de corregir el efecto de la constricción. Las más comunes están basadas en modelos micromecánicos de fractura. No existe un consenso internacional acerca de la aplicación de estos modelos, existiendo ciertas discrepancias y puntos abiertos que se discuten a continuación.

Como ya se ha comentado en la introducción, los modelos micromecánicos son aproximaciones locales de la fractura por clivaje. De los modelos existentes, cabe destacar el modelo de Weibull desarrollado por Beremin [Beremin 1983] y el modelo de escala desarrollado por Dodds y Anderson [Anderson 1991]. A continuación se exponen las características de estos modelos y algunos ejemplos de aplicación.

Modelo de Weibull

Recordemos que el modelo de Weibull se basa en que la probabilidad de fractura por clivaje es de la forma:

$$P_f = 1 - \exp\left(-\left(\frac{\sigma_w}{\sigma_u}\right)^m\right) \quad 4-11$$

Donde m es el módulo de Weibull, que depende de la función de probabilidad de existencia de microfisuras en los iniciadores de fractura. El valor de m cuantifica el grado de dispersión reflejado en la distribución de probabilidad

acumulada. El parámetro de escala σ_u es el valor de la tensión de Weibull, σ_w para una probabilidad de fallo de 63%.

La tensión de Weibull σ_w está definida como:

$$\sigma_w = \left[\frac{1}{V_0} \int_{\Omega} \sigma_1^m d\Omega \right]^{1/m} \quad 4-12$$

Donde σ_1 es la tensión principal máxima, Ω es el volumen de la zona de proceso de fractura definido por $\sigma_1 \geq \lambda \sigma_0$ con un valor de $\lambda \approx 2$ y V_0 es un volumen de referencia.

Bajo condiciones estrictas de SSY, la tensión de Weibull y la integral-J están conectadas por [Beremin 1983]:

$$\sigma_w^m = \xi B J^2 \quad 4-13$$

Donde ξ es una constante dependiente de las propiedades de tracción del material, y de los parámetros de Weibull m y V_0 . Cuando se violan las condiciones de alta constricción, Gao y Dodds [Gao 2000] modifican esta ecuación introduciendo una función adimensional $g(M)$, donde $M = b\sigma_0/J$. Esta función caracteriza la diferencia en el nivel de constricción entre la condición de SSY y la geometría en estudio.

$$\sigma_w^m = \xi B J^2 g(M) \quad 4-14$$

Cuando la función $g(M)$ se aleja de la unidad implica que existe una pérdida de constricción. Para corregir esta pérdida de constricción, Gao y Dodds [Gao 2000] establecen que la probabilidad de fallo, definida por la ecuación 4.11, es la misma para dos configuraciones diferentes cuando están sometidas a la

misma tensión de Weibull aunque el valor de J difiera por la pérdida de constricción. La igualdad de la tensión de Weibull en la fractura de diferentes geometrías permite construir una curva que relacione directamente los valores diferentes de J . Cada punto de la curva está definido por el par de valores de J de la configuración en estudio y el valor de J en condiciones de SSY para un mismo valor de σ_W .

En la siguiente figura se muestra esta curva para una probeta SEB de $a/W=0.5$ obtenida por Gao. En ella se representa el valor de J correspondiente a un estado de SSY, J_0 , frente al valor de J correspondiente a la probeta SEB, J_{avg} . Los valores de J se normalizan con $b\sigma_0$ lo que permite utilizarla para probetas SEB geométricamente similares.

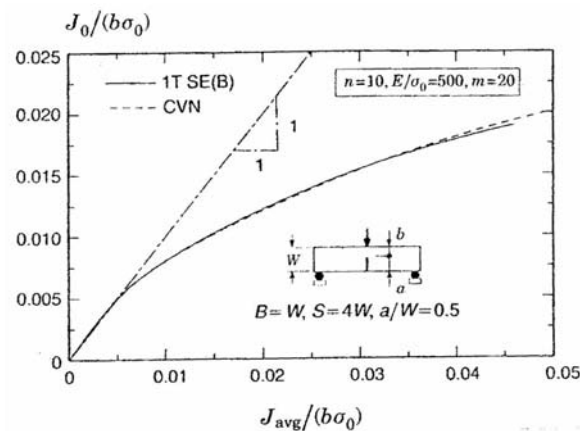


Figura 4.37.- Corrección de la pérdida de constricción según el modelo de Weibull. [Gao 2000]

Como puede verse en esta figura, al inicio de la carga el valor de J para la probeta SEB es la correspondiente a la condición de SSY, Cuando la carga va aumentando, la curva se separa de la unidad, es decir el valor de J de la probeta SEB es mayor que el de SSY, lo que indica una pérdida de constricción.

La función adimensional $g(M)$ captura la no-linealidad de la relación entre J_{avg} y J_0 . Dodds y colaboradores han realizado un exhaustivo trabajo para calibrar esta función $g(M)$ para diferentes geometrías y materiales [Petti 2004a]. Así en la siguiente figura se presenta esta función para un material con $n=10$, $E/\sigma_0=500$ y dos valores del parámetro de Weibull m . Esta función ha sido calculada mediante el análisis de elementos finitos en tres dimensiones de una probeta SEB con $B=W$ y $a/W=0.5$

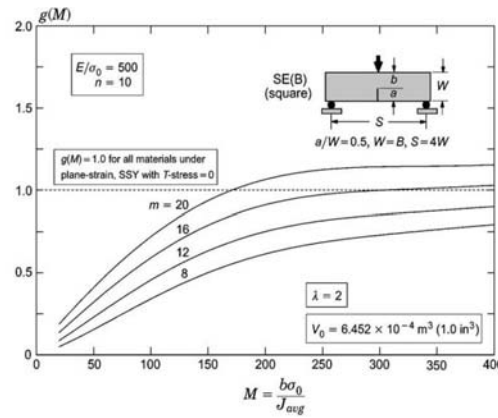


Figura 4.38.- Función adimensional $g(M)$ para una probeta 0.4TSEB [Petti 2004a]

Para predecir el efecto de la pérdida de constricción en el valor de T_0 , Dodds y colaboradores utilizan estas funciones $g(M)$ de la forma siguiente acopladas a la corrección de tamaño propuesta por la "Master Curve" de la forma [Petti 2004b]

$$K_{Jc}^{1T,SSY} = K_{min} + \left(K_{Jc}^{xT} g(M)^{1/4} - K_{min} \right) \left(\frac{B_{xT}}{B_{1T}} \right)^{1/4} \quad 4-15$$

Donde $K_{Jc}^{1T,SSY}$ es la tenacidad de fractura corregida al espesor de 1" correspondiente a un estado de alta constricción SSY, K_{min} es la tenacidad de fractura mínima igual a 20 MPa√m, K_{Jc}^{xT} es la tenacidad de fractura

correspondiente a la probeta de espesor B_{xT} y $g(M)$ es la función de constricción adimensional de Gao.

Aplicando esta corrección de tamaño se puede calcular el valor de T_0 correspondiente a la condición SSY, $T_{0(SSY)}$, a partir de los resultados de tenacidad de fractura de las probetas 0.4TSEB.

A modo de ejemplo, se ha calculado este valor de $T_{0(SSY)}$ con los resultados experimentales de las probetas 0.4TSEB del material JRQ aquí incluidos. Utilizando las funciones $g(M)$ propuestas por Petti para la probeta 0.4TSEB de la Figura 4.38, y suponiendo que el módulo de Weibull del material JRQ es $m \sim 20$, se obtiene un valor de T_{0SSY} de -55°C , ver Figura 4.39. Ese valor implicaría un valor del "bias" de 16°C , que es exactamente el obtenido experimentalmente en esta tesis.

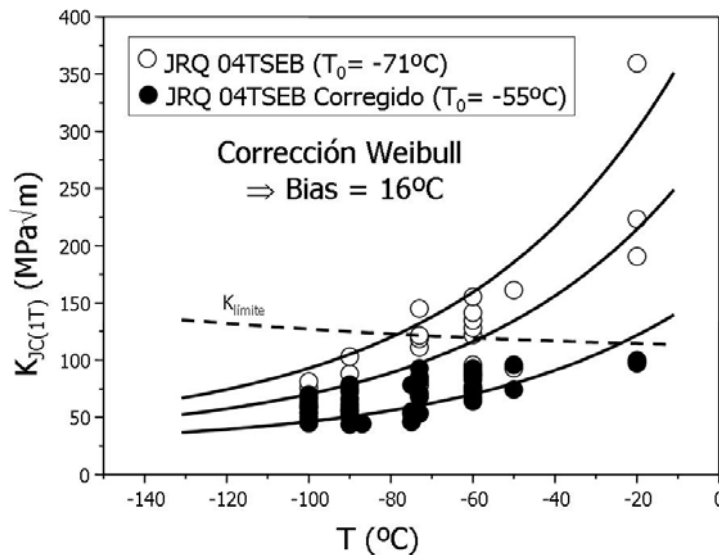


Figura 4.39.- Valor del "bias" estimado a partir del modelo de Weibull

En esta tesis no se han incluido los análisis numéricos necesarios para implementar el modelo micromecánico de Weibull, por varias razones. Entre

ellas es que no existe un consenso en la comunidad científica acerca de si los parámetros del modelo, m , σ_u y λ son realmente parámetros del material y cómo calibrar estos parámetros.

Petti [Petti 2004b] cuestiona la elección del valor de λ para definir el volumen de la zona de proceso. Cuando se asume un valor de λ de 2, el material debe de haber ya plastificado y la tensión debe de haber alcanzado un valor suficiente para iniciar la fractura. Los valores de la tensión de Weibull σ_w pueden variar con la elección de λ , especialmente para valores bajos de m ($m < 12$). En general la tensión de Weibull disminuye cuando aumenta el valor de λ (menor volumen de proceso) y cuando m disminuye (menor peso asignado al material mas tensionado). La condición de alta constricción SSY es mucho más sensible a este efecto que las condiciones de baja constricción.

Originalmente el grupo de Beremin utilizó probetas de tracción con entalla para establecer los parámetros de Weibull experimentalmente. Para obtener fracturas por clivaje, estas probetas fueron ensayadas a muy baja temperatura, lo que parece cuestionar la independencia de los parámetros con la temperatura. Más adelante Minami [Minami 1992] propuso un método para determinar los parámetros directamente a partir de ensayos de probetas pre-agrietadas de tenacidad de fractura.

Otro de los aspectos apuntados por Gao [Gao 1998] es que para la condición de SSY existen infinitas parejas (m, σ_u) que definan la misma probabilidad de fallo lo que requeriría la introducción de un tercer parámetro, que sería una tensión umbral σ_{th} correspondiente a una tenacidad de fractura mínima. Usualmente el valor de σ_{th} es proporcional al límite elástico. Sin embargo el modo de calibrar este tercer parámetro es todavía un asunto abierto.

Modelo de escala

Dodds y Anderson [Anderson 1991] cuantifican los efectos de la geometría en la tenacidad de fractura acoplando la tenacidad de fractura global definida por el valor crítico de la integral J con un modelo de fallo micromecánico de escala. El modelo está diseñado para materiales ferríticos en la zona de transición, por lo tanto está limitado a la fractura por clivaje.

Para la fractura por clivaje se han propuesto numerosos modelos basados en la tensión de clivaje que asumen que una partícula favorablemente orientada inicia la fractura. El fallo de esta partícula crea un microgrieta que dispara la fractura siguiendo la teoría de Griffith. La naturaleza aleatoria de la distribución de las partículas iniciadoras de clivaje sugiere que el volumen de material cercano a la punta de grieta sometido a altas tensiones juega un papel importante. Este razonamiento sugiere a los autores la adopción de un parámetro local de fractura que es el volumen que rodea a la punta de grieta para el cual la tensión principal máxima normalizada (σ_1/σ_0) excede un valor crítico σ_c . En el caso de deformación plana este volumen puede simplificarse como el área definida por el contorno de tensión (A) por el espesor.

A partir de un análisis dimensional, Dodds y Anderson demuestran que esta área es proporcional a J :

$$A\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_0}\right) \propto \frac{J^2}{\sigma_0^2} \quad 4-16$$

Dodds y Anderson proponen una forma de corregir la pérdida de constricción asumiendo que para un mismo material, cuando dos diferentes geometrías alcanzan el mismo volumen tensionado implica que tienen la misma probabilidad de fallo por clivaje.

Considerando un nivel particular de σ_c , el área bajo la cual la tensión principal máxima es mayor que este límite viene dada por:

$$A = \frac{J^2}{\sigma_0^2} h(\sigma_1/\sigma_0; Q) \text{ donde } h = \frac{1}{2} \int_{-\pi}^{\pi} g_1^2(\theta; \sigma_1/\sigma_0; Q) d\theta \quad 4-17$$

El área bajo el contorno definido por σ_1/σ_0 depende de J así como de la triaxialidad de tensiones definida por Q . Para fijar ideas, los autores denominan A_0 y J_0 como los valores asociados con $Q=0$ y A_{CF} y J_{CF} como los correspondientes a un cuerpo finito con $Q \neq 0$. Así tenemos que:

$$A_0 = \frac{J_0^2}{\sigma_0^2} h_0(\sigma_1/\sigma_0; Q) \text{ donde } h_0 = \frac{1}{2} \int_{-\pi}^{\pi} g_1^2(\theta; \sigma_1/\sigma_0; Q = 0) d\theta \quad 4-18$$

$$A_{CF} = \frac{J_{CF}^2}{\sigma_0^2} h_{CF}(\sigma_1/\sigma_0; Q) \text{ donde } h_{CF} = \frac{1}{2} \int_{-\pi}^{\pi} g_1^2(\theta; \sigma_1/\sigma_0; Q \neq 0) d\theta$$

Para que las dos geometrías presenten la misma probabilidad de fallo, el volumen sometido a un valor crítico de σ_1/σ_0 debe ser el mismo con lo que se llega a la relación:

$$\frac{J_{CF}}{J_0} = \sqrt{\frac{A_0}{A_{CF}}} \quad 4-19$$

Esta relación permite corregir el valor de J_{CF} obtenido mediante el ensayo de un tipo de probeta, al correspondiente a un estado de deformación plana J_0 .

Sin embargo, la aplicación de este modelo de escala también presenta sus dudas. Así Anderson [Anderson 1994] muestra que el modelo de escala a partir de las áreas bajo el mismo contorno de tensiones, no es válido para las probetas de flexión y compactas con altas deformaciones, puesto que

depende del nivel de tensión para el cual se calcula el área. Tal y como puede verse en la Figura 4.40, para valores bajos de σ_1/σ_0 , la estimación de la pérdida de constricción es mucho mas acusada que para valores altos.

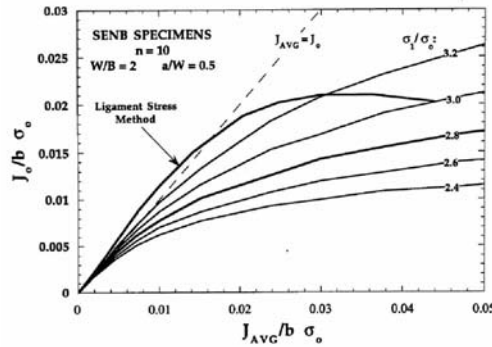


Figura 4.40.- Efecto del contorno de tensión principal en el valor de J_0 para probetas de flexión. [Anderson 1994]

La misma conclusión aparece en el trabajo de Nevalainen [Nevalainen 1996] en donde presenta un exhaustivo análisis de elementos finitos en tres dimensiones de probetas de flexión y probetas compactas. En este estudio también muestra una dependencia del modelo de escala con el valor crítico σ_c para materiales con $n=10$, ver Figura 4.41.

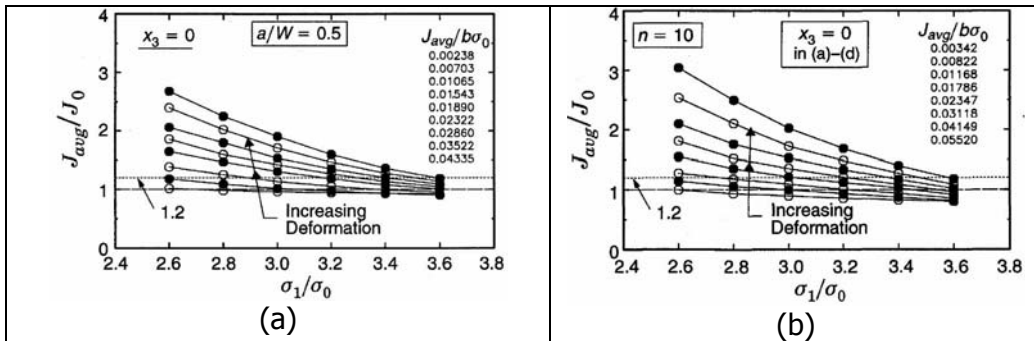


Figura 4.41.- Resultados de Nevalainen a) probeta de flexión y b) probeta compacta. [Nevalainen 1996]

Analizando los resultados de Nevalainen, podemos ver que cuanto mayor es el nivel de σ_1/σ_0 determinado para calcular las áreas, menor es la relación entre J y J_0 lo que implica que menor es la pérdida de constricción estimada.

El modelo de corrección utilizado en esta tesis es el llamado modelo de escala simplificado. Este modelo fue propuesto por Anderson [Anderson 1994] y se basa en la tensión del ligamento resistente para estimar el valor de J_0 y está ilustrado en la Figura 4.42.

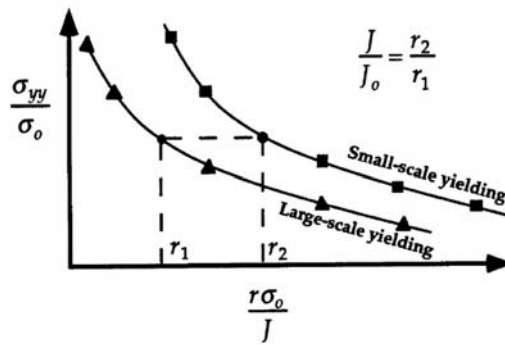


Figura 4.42.- Modelo de escala simplificado. [Anderson 1994]

Cuando se representa la tensión de apertura de grieta normalizada con el límite elástico frente a la distancia al fondo de grieta normalizada con (J/σ_0) , esta tensión es invariante para la condición de SSY. Sin embargo, cuando la constricción se relaja, la tensión se aleja de la teórica. Para hacer coincidir estas dos curvas se multiplica la coordenada horizontal por una constante. Esta constante se toma como la relación entre J_{CF}/J_0 .

Una de las principales hipótesis de este modelo es que el valor de J_0 no depende de la tensión principal máxima. Esta hipótesis, que es razonable para la mayoría de las geometrías, implica que los contornos de tensión máxima principal son similares en forma respecto al nivel de deformación y a la distancia al fondo de grieta. En estos casos, los contornos para una geometría

dada pueden ser escalados a la condición de SSY para producir un valor único de J_0 .

De esta forma se ha calculado la corrección mostrada en la Figura 4.43 para las probetas 0.4TSEB del material JRQ, a partir de los resultados aquí obtenidos de la distribución de tensiones en fondo de grieta.

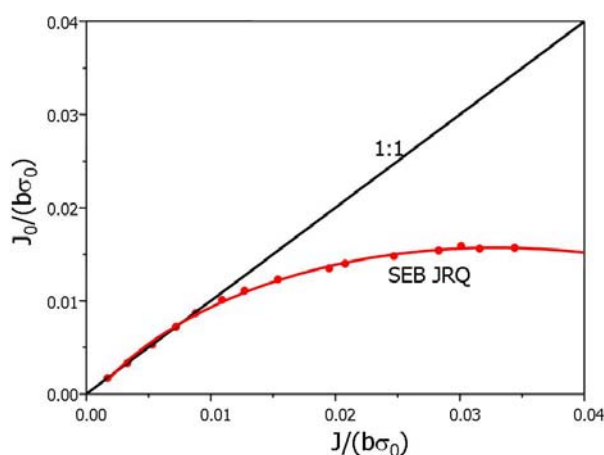


Figura 4.43.- Corrección por pérdida de constricción para las probetas 0.4TSEB del material JRQ

Recordemos que el valor de la temperatura de referencia T_0 obtenido con las probetas 0.4TSEB del material JRQ era de -71°C , alejándose del valor obtenido por las probetas 0.5TCT en 16°C . Ha quedado ya demostrado que esta diferencia en el valor de T_0 es debida a una pérdida de constricción de las probetas 0.4TSEB.

Para obtener un valor del "bias" computacional aplicamos la corrección por pérdida de constricción propuesta por la Figura 4.43 a los resultados de tenacidad de fractura de las probetas 0.4TSEB del material JRQ y así se obtienen los valores de J_0 , que correspondería a un estado de deformación plana.

Con los valores de J corregidos de las probetas 0.4TSEB siguiendo la curva de la Figura 4.43, se obtiene un valor de $T_{0(SSY)}$ de -53°C , lo que implica un valor del "bias" de 18°C , ver Figura 4.44

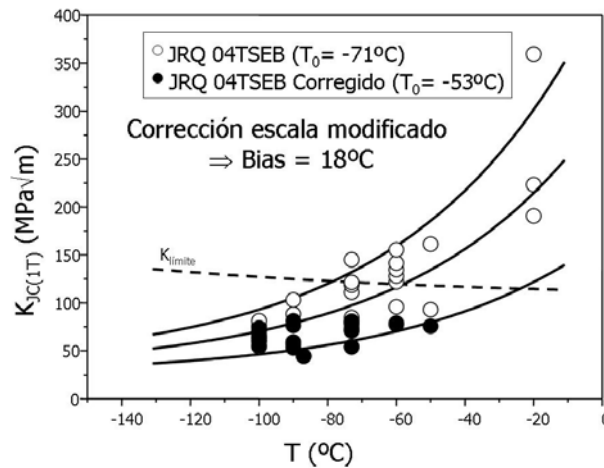


Figura 4.44.- Valor del "bias" computacional según la corrección del modelo de escala modificado

Podemos ver que el modelo de escala modificado es igual de efectivo en predecir el "bias" que el modelo de Weibull, puesto que recordemos que el "bias" experimental para el material JRQ era de 16°C .

4.3.3. Límite de deformación admisible para las probetas 0.4TSEB

Si observamos la Figura 4.44 podemos ver que la corrección propuesta es similar a disminuir el valor límite de la tenacidad de fractura.

El límite de censura de datos incluido en la norma ASTM E 1921, especifica que la máxima tenacidad medida depende de la dimensión del ligamento resistente b . Ese límite pretende asegurar que la tenacidad de fractura medida es independiente del tamaño de la probeta y por lo tanto no está afectada por la pérdida de constricción. Este requisito se representa por la siguiente ecuación:

$$M_{lim} \succ \frac{b\sigma_0}{J_C} \succ \frac{b\sigma_0 E}{K_{JC}^2(1-\nu^2)} \quad 4-20$$

Donde b es el ligamento resistente, σ_0 es el límite elástico, E es el módulo de Young, ν es el coeficiente de Poisson, J_C es la *integral-J* en la iniciación de la fractura, K_{JC} es la tenacidad de fractura y M_{lim} es el límite de deformación admisible.

El valor de M_{lim} es de 30 en la norma ASTM E1921 y de 50 en la norma ASTM E1820. Históricamente el valor de 50 ha sido la base de los análisis numéricos de tenacidad de fractura [Koppenhoefer 1995, Nevalainen 1996]. En estos análisis se sugieren valores mayores de M_{lim} , entre 50 y 200. El valor de M_{lim} es función del tipo de probeta, de las propiedades de endurecimiento del material, del modo asumido de fallo y de las condiciones de contorno aplicadas. Los análisis iniciales de Anderson y colaboradores [Anderson 1991] sobre el valor de este límite sugerían un valor de M_{lim} de 200 para probetas SEB, pero más adelante [Nevalainen 1996] estos mismos autores relajaron

este límite a un valor de entre 50 y 100 dependiendo del exponente de endurecimiento del material.

Teniendo en cuenta los resultados de esta tesis, el valor de la norma ASTM E1921 de $M_{lim} = 30$ parece no adecuado para las probetas de flexión del material JRQ. Si observamos la Figura 4.45, podemos ver que para este caso un valor de 100 sería más adecuado, puesto que es a partir de este valor cuando la pérdida de constricción empieza a ser apreciable, puesto que es a partir de este límite cuando el valor de la J medida con estas probetas empieza a alejarse del valor de referencia de alta constricción J_0 .

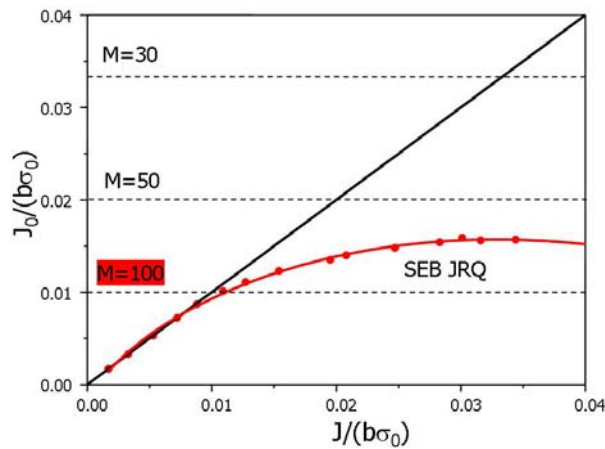


Figura 4.45.- Valor del límite M_{lim}

El valor del M_{lim} de la norma ASTM E1921 es de 2 a 3 veces menor que el predicho numéricamente, tanto en esta tesis como en otros estudios numéricos. Este límite es especialmente importante cuando se ensayan probetas de flexión de pequeño tamaño, como las 0.4TSEB, puesto que para estas probetas el valor de $K_{JClímite}$, relacionado con M_{lim} , restringe el valor de la ventana de validez de los datos de tenacidad de fractura. Cuando el valor de M_{lim} aumenta, la ventana de validez disminuye y es más difícil obtener un valor válido de T_0 .

Los trabajos recientes de Dodds y colaboradores [Gao 2000, Ruggieri 1996, Ruggieri 1998], muestran que la medida de T_0 utilizando un valor de $M_{lim} < 100-150$ puede ser dependiente de la geometría puesto que las condiciones de SSY se pierden. En estos estudios se utiliza un criterio de fallo basado en la tensión de Weibull, y sus resultados son función de n , E/σ_0 y de los parámetros de Weibull.

Joyce y Tregoning han realizado un amplio estudio del efecto de M_{lim} en el valor de T_0 analizando una amplia base de datos de tenacidad de fractura de materiales de vasija en la zona de transición [Joyce 2005]. En la siguiente figura se muestran los resultados analizados por estos autores. En esta figura se representa el valor de T_{Mlim} que es el valor de T_0 obtenido para un valor de M_{lim} determinado, frente al valor de M_{lim} . Se analizan resultados de tenacidad de fractura con probetas compactas y con probetas de flexión de diferentes tamaños.

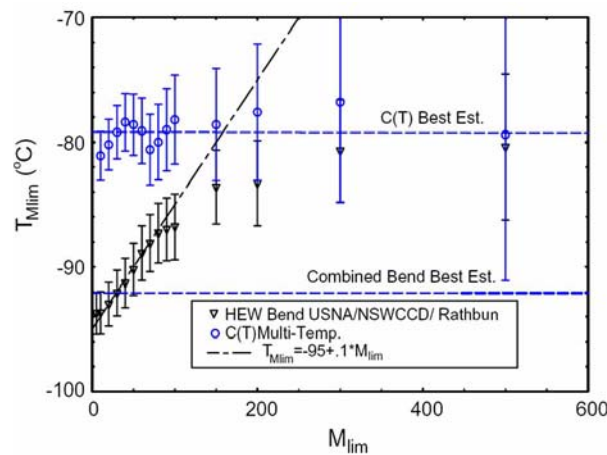


Figura 4.46.- Efecto de M_{lim} en T_0 [Joyce 2005]

Un primer análisis de esta figura muestra que las probetas CT suministran un valor de T_0 prácticamente independiente del valor de M_{lim} , lo que implica que este tipo de probetas se mantienen en condiciones de alta constricción. Sin

embargo, para las probetas de flexión, se observa claramente un aumento en el valor de T_0 cuando aumenta el valor de M_{lim} . Esto implica que el valor de M_{lim} de 30 sugerido en la norma ASTM E1921 puede suministrar valores de T_0 no conservativos. De nuevo, parece que un valor de M_{lim} de 100 puede ser adecuado para las probetas de flexión puesto que a partir de este valor el valor de T_0 parece independiente del estado de constricción

Si calculamos el valor de T_0 para las probetas 0.4TSEB del material JRQ con un valor de M_{lim} de 100, tal y como se sugiere de los cálculos numéricos de esta tesis, se obtiene un valor de -53°C , que se acerca de forma sorprendente al determinado por las probetas 0.5TCT, ver Tabla 4.2.

En la siguiente figura se representan las "Master Curve" para el material JRQ correspondientes a los valores de T_0 obtenidos con el valor de $M=30$ y $M=100$. Puede verse que un cambio en el límite de validez provoca un desplazamiento de la tenacidad de fractura hacia valores más conservativos.

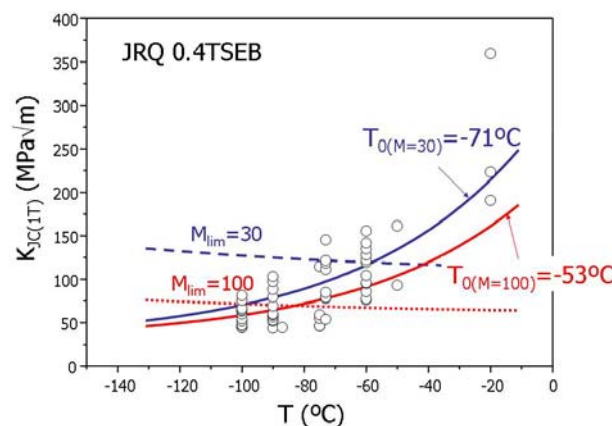


Figura 4.47.- Material JRQ probetas 0.4TSEB con $M_{lim}=30$ y 100

Este resultado implica que la corrección por pérdida de constricción para las probetas 0.4TSEB aquí propuesta es válida.

Como valor aproximado del "bias" entre el obtenido experimentalmente y computacionalmente se recomienda un valor de 15°C.

4.4. FRACTOGRAFIA

Es bien conocido que la presencia de impurezas en el borde de grano de materiales ferríticos, induce a fractura intergranular. Como se ha presentado en el capítulo de resultados, el material JRQ presenta zonas de fractura intergranular apreciables. Para analizar si estas fracturas están asociadas a segregación de impurezas en fondo de grano se ha realizado un análisis mediante espectroscopia AUGER [Lapeña 2000].

Para realizar estudios de segregación en borde de grano mediante Espectroscopía AUGER, es necesario disponer de una fractura intergranular. Se pueden aplicar dos procedimientos para obtener este tipo de fractura:

- ✓ Cargando catódicamente con Hidrógeno las muestras y después rompiéndolas por tracción
- ✓ Rompiendo las muestras por impacto a la temperatura de Nitrógeno líquido

En ambos casos los ensayos se realizan dentro de la cámara de vacío del sistema AUGER para evitar su contaminación. El primer procedimiento no suministró los resultados esperados puesto que la fractura es totalmente dúctil, sin ninguna área intergranular, comenzando en inclusiones hasta que se produce el fallo final por coalescencia de huecos. La composición de estas inclusiones, analizadas mediante AUGER está formada por Sulfuro mezclado con Manganeseo y Hierro. El segundo procedimiento (fractura por impacto a

temperatura de Nitrógeno líquido), no provocó una fractura 100% intergranular. Sin embargo, como muestra la Figura 4.48, parece que la fractura es mixta, es decir, una zona de fractura intergranular mezclada con fractura transgranular a lo largo de planos preferenciales. El análisis de los puntos 2 y 3 (posibles bordes de grano) revela la presencia de Fósforo en una concentración atómica próxima al 2%.

La Figura 4.49 muestra una imagen ampliada de otra zona de fractura. En este caso, también se detecta la presencia de Fósforo en los puntos 1, 3, 4, 6 y 10. De acuerdo con el espectro de la misma figura, también se observa la presencia de Níquel y Cobre en el punto 1.

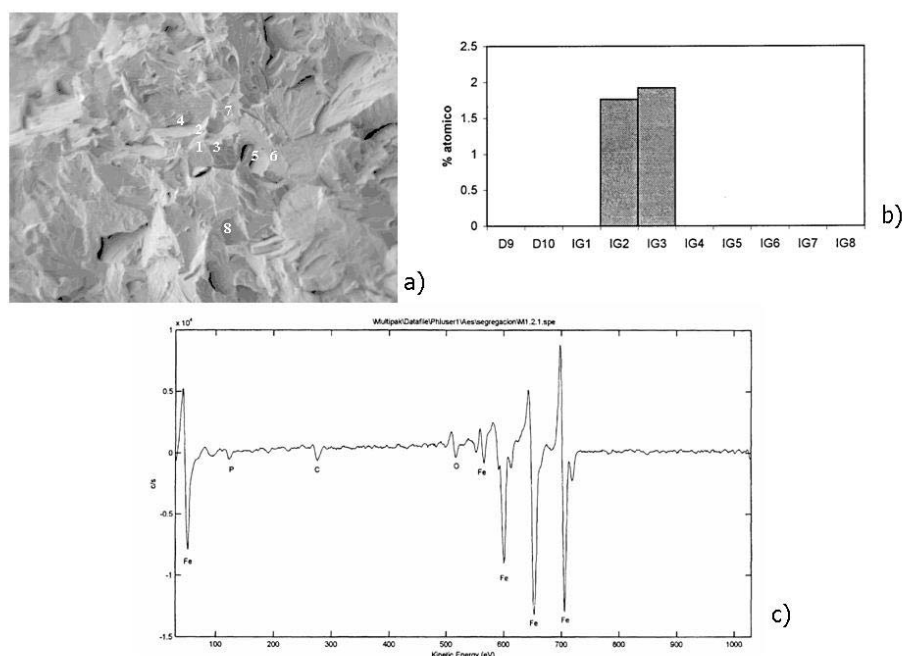


Figura 4.48: Análisis AUGE (Impacto). (a) Superficie de fractura; (b) Histograma de P en los puntos 2 y 3; (c) Espectro AUGE del punto 3

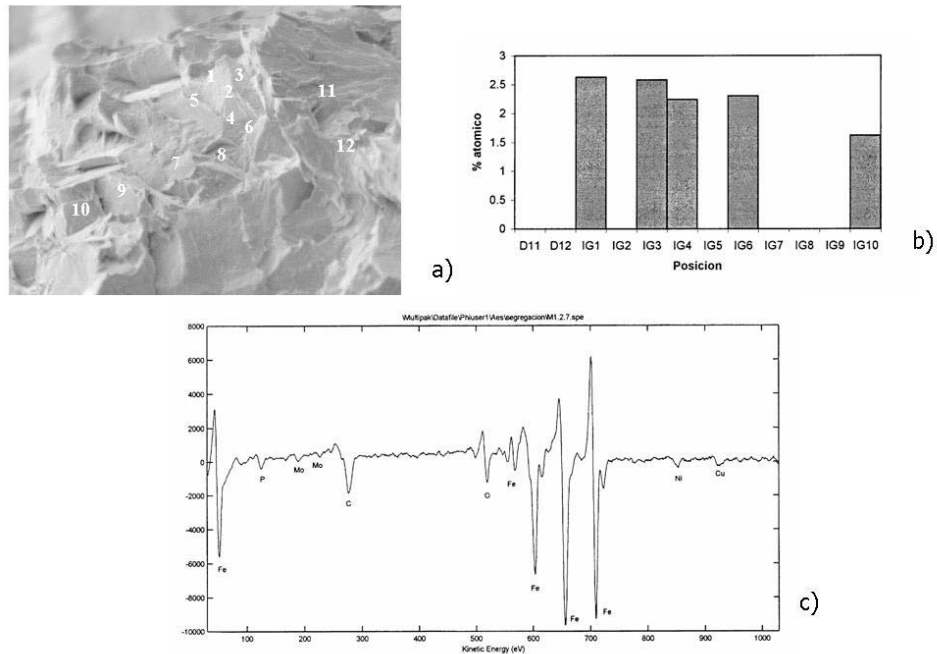


Figura 4.49: Análisis AUGER (Impacto). (a) Superficie de fractura; (b) Histograma de P en los puntos 3, 4, 6 y 10. En el punto 1 se observa también Ni y Cu; (c) Espectro AUGER del punto 1

Sin embargo la presencia de estas áreas intergranulares parece que no afectan al valor de la tenacidad de fractura. Así en la Figura 4.50 se muestran los resultados de los ensayos junto con las superficies de fractura, en donde por ejemplo la superficie de fractura de la probeta Q-241 presenta una zona intergranular cuando su valor de tenacidad de fractura es de $107 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ que se puede considerar un valor medio.

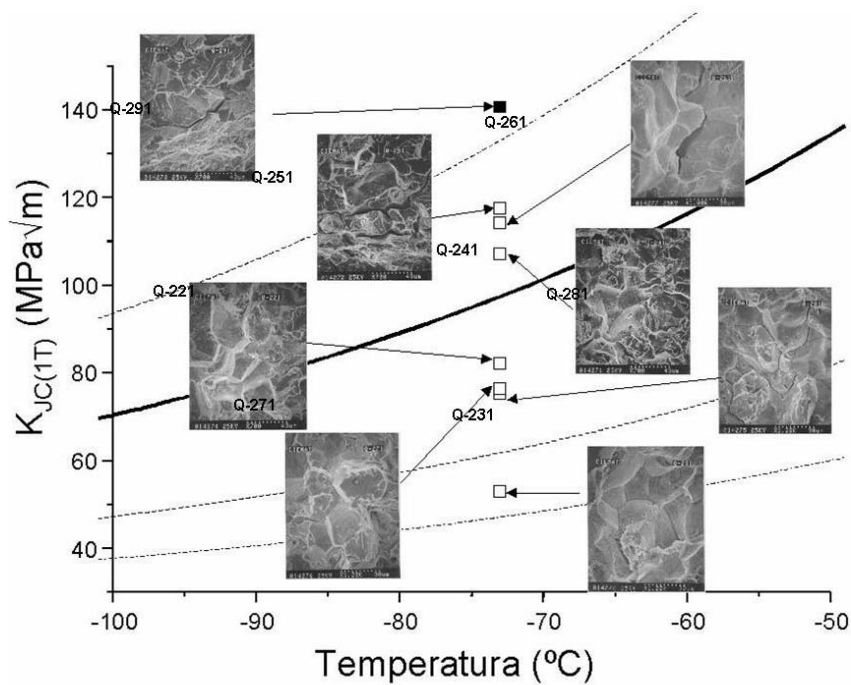


Figura 4.50.- Superficies de fractura del material JRQ sin irradiar

El resultado de otras investigaciones acerca del modo de fractura del material JRQ [Raoul 1998] y la consistencia de los resultados del CIEMAT con los de la literatura sugiere que los valores de la tenacidad de fractura del material JRQ no se ven afectados por pequeñas zonas de fractura intergranular. Además aunque el concepto de la "Master Curve" está basado en la distribución estadística de la fractura por clivaje, se puede aplicar y es válido cuando el porcentaje de fractura intergranular es pequeño (hasta un 2%).

4.5. APLICACION DE LA MASTER CURVE A LA EVALUACION DE LA INTEGRIDAD DE LA VASIJA

Para evaluar la integridad estructural de la vasija es necesario conocer la tenacidad de fractura de su material y su evolución a lo largo de la operación. El código ASME emplea unas curvas de referencia de tenacidad de fractura indexadas a la temperatura de referencia RT_{NDT} . La curva ASME de tenacidad de fractura estática, K_{IC} , fue construida dibujando una envolvente inferior de los datos de tenacidad de fractura disponibles en los años 70 que cumplían los requisitos de tamaño de la mecánica de fractura elástico-lineal [Marston 1978].

Cuando comenzó a hacerse evidente que la temperatura de referencia T_0 de la "Master Curve" es claramente mas realista que la temperatura de referencia RT_{NDT} , apareció la necesidad de incluir la "Master Curve" en el código ASME [Server 1998].

Wallin [Wallin 1999] ha calculado el valor de T_0 de los datos originales utilizados para definir la curva ASME de tenacidad de fractura estática, K_{IC} . Aunque la "Master Curve" describe la mediana de la tenacidad de fractura y la curva ASME es una envolvente inferior, la base estadística de la "Master Curve" permite la determinación de una banda de confianza que sea equivalente a la envolvente inferior. Wallin demuestra que la curva ASME corresponde prácticamente a la banda de confianza de la "Master Curve" del 5% de probabilidad de fallo. Estos datos se presentan en la Figura 4.51, normalizados al tamaño de referencia 1T tal y como sigue la corrección de tamaño de la "Master Curve" junto con los valores de T_0 calculados por Wallin para estos materiales. En esta figura puede verse que las bandas de confianza de la "Master Curve" describen adecuadamente la dispersión de los resultados

de tenacidad de fractura. No se utilizan los datos de para temperaturas por debajo de $T_0-50^\circ\text{C}$ puesto que en esta zona el mecanismo de fractura no es por clivaje.

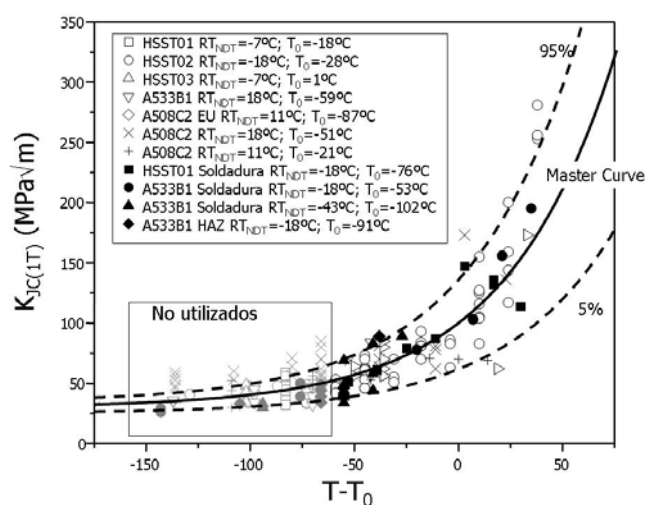


Figura 4.51.- Valores de tenacidad de fractura utilizados para la definición de la curva ASME indexados a T_0 [Wallin 1999]

El código ASME ha incorporado dos Code Cases relacionados con la "Master Curve" (N-629 y N-631) que permiten indexar las curvas ASME utilizando una temperatura de referencia alternativa, RT_{T_0} . Esta temperatura de referencia se determina mediante ensayos de tenacidad de fractura utilizando la norma ASTM E1921 para obtener el valor de T_0 . De esta forma se permite utilizar la temperatura RT_{T_0} en vez de la RT_{NDT} para indexar la curva ASME de tenacidad de fractura estática. Esta temperatura de referencia está también incluida en la nueva versión de la norma ASTM E2215, relativa a la evaluación de las cápsulas de vigilancia.

La definición de RT_{T_0} es el valor de T_0 mas un Δ . Para mantener una consistencia con los márgenes de seguridad aceptados, el valor de Δ tiene que ser seleccionado de forma que la curva ASME K_{IC} cuando sea indexada al valor

de RT_{T0} envuelva los datos de tenacidad de fractura de la misma forma que cuando está indexada a RT_{NDT} . Los Code Case N-631 y N-629 definen un valor de Δ de 35°F (19.44°C). Este valor fue propuesto por Lott y colaboradores [Lott 1998] para mantener consistencia con el procedimiento actual basado en la RT_{NDT} . La Figura 4.52 muestra la comparación de la curva ASME indexada al valor de RT_{T0} con la banda de confianza de la "Master Curve" del 5% de probabilidad de fallo, junto con los datos de tenacidad de fractura utilizados para definir la curva ASME.

En esta figura se puede ver que la curva ASME indexada a RT_{T0} está por debajo de la banda de confianza de la "Master Curve" del 5% en el rango de temperaturas $-55^{\circ}\text{C} < (T - T_0) < 63^{\circ}\text{C}$. Fuera de esta región de temperatura la curva del Code Case es menos conservativa que la banda del 5%. Sin embargo, este efecto no tiene importancia puesto que es exactamente en este rango de temperaturas, donde la curva ASME engloba más resultados, donde la fractura es por clivaje y es aplicable la "Master Curve".

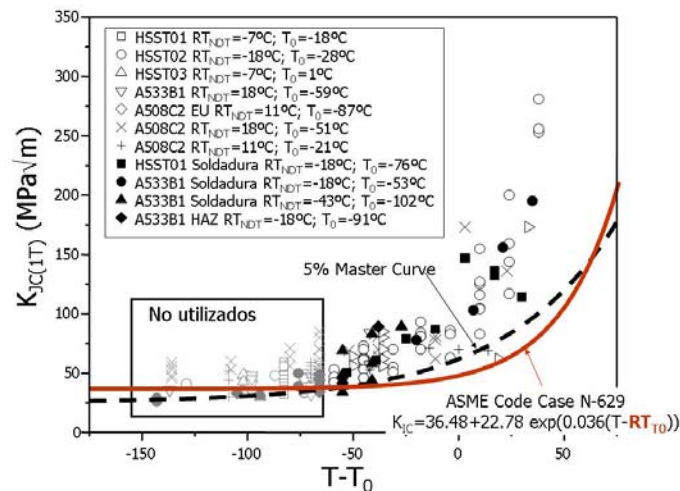


Figura 4.52.- Comparación de la curva del ASME Code Case N-629 con la banda de confianza de la "Master Curve" del 5% para los datos de tenacidad de fractura utilizados para la definición de la curva ASME [Wallin 1999]

El Code Case N-631 aplica a la determinación de RT_{T0} de materiales no irradiados. El uso de este Code Case implica seguir la filosofía de valor inicial más salto debido a irradiación, tal y como se describe en la Regulatory Guide 1.99 y en el 10CFR50.61, ver Figura 4.53

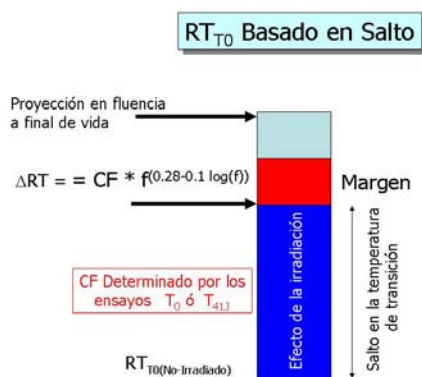


Figura 4.53.- ASME Code Case N-631 RT_{T0} basado en salto

El Code Case N-629 aplica a la determinación de RT_{T0} para materiales no irradiados e irradiados. La posibilidad de medir directamente la temperatura de referencia del material irradiado es una de las principales ventajas de la "Master Curve", puesto que se elimina las incertidumbres asociadas a la medida del desplazamiento de la temperatura de referencia debido a la irradiación, ver Figura 4.54. Sin embargo, la aplicación de los valores medidos en los programas de vigilancia a la evaluación de la integridad estructural de la vasija del reactor, requiere de ciertos ajustes debidos a diferencias en el material y fluencia neutrónica.



Figura 4.54.- AMSE Code Case N-629. Medida de RT_{T0} irradiado

En estos Code Case no se establece el margen a añadir al valor de RT_{T0} , debido principalmente a que no existe un consenso internacional acerca de su valor. En la guía del OIEA acerca de la aplicación de la "Master Curve" a la integridad estructural de la vasija [Server 2005b], se sugiere un valor del margen a aplicar al valor de RT_{T0} de dos veces la desviación típica de T_0 .

Cuando el valor de RT_{T0} se determina mediante el ensayo de probetas 0.4TSEB es necesario añadir otro margen para solventar la pérdida de constricción de este tipo de probetas, margen que hemos denominado "bias". Los resultados experimentales de esta tesis suministran un valor del "bias" para el material JRQ de 16°C. Este valor se confirma con el análisis computacional.

Por lo tanto el valor de RT_{T0} es de:

$$RT_{T0} = T_{0SEB} + 19^{\circ}\text{C} + 2 \cdot \sigma_{T0} + \text{"bias"} \quad 4-21$$

4.5.1. Historia de la aplicación de la Master Curve en EE.UU

Hasta la fecha se han remitido varias solicitudes a la NRC para el uso de la "Master Curve" en la evaluación de la integridad estructural de la vasija del reactor a la NRC. Para poder utilizar los resultados de tenacidad de fractura del material irradiado con el fin de determinar los valores de la temperatura de referencia de PTS, RT_{PTS} , y ajustar las curvas de operación de la planta, se requieren varias excepciones a la normativa de la NRC vigente. Las tres excepciones principales son:

1. Excepción para permitir el uso de la "Master Curve" para determinar el valor de RT_{PTS} de acuerdo con la 10CFR50 Sección 61, "Fracture toughness requirements for protection against pressurized thermal shock events". La normativa actual basa la determinación de RT_{PTS} en la medida de la temperatura de referencia inicial RT_{NDT} y el salto inducido por irradiación en la temperatura de transición Charpy. Esta excepción permitiría la determinación directa de la temperatura de referencia de tenacidad de fractura RT_{T0} y utilizarla para calcular la temperatura de referencia en el caso de PTS, RT_{PTS} .
2. Excepción para permitir el uso de la "Master Curve" para determinar el valor de ART de acuerdo con la 10CFR50 Apéndice G, "Fracture Toughness Requirements". La normativa actual utiliza la temperatura de referencia ajustada ART para establecer los límites de presión y temperatura para los ciclos de calentamiento y enfriamiento. Esta excepción permitiría la determinación de la temperatura de referencia de tenacidad de fractura RT_{T0} y utilizarla para calcular la temperatura de referencia del material irradiado ART.

3. Excepción para utilizar la "Master Curve" para determinar el valor de RT_{PTS} durante la extensión de vida de la planta incluidos en la 10CFR50 Sección 54, "Conditions of licenses"

El uso de la tenacidad de fractura para establecer la integridad de la vasija a largo plazo requiere una excepción adicional:

4. Excepción para incluir los ensayos de tenacidad de fractura como parte de los programas de vigilancia de la vasija. Como la metodología de la "Master Curve" se utilizaría para determinar la temperatura RT_{PTS} y las curvas P-T, los futuros programas de vigilancia deben estar focalizados en la medida de la tenacidad de fractura en lugar de los ensayos de impacto Charpy. La inclusión de nuevas cápsulas de vigilancia o la realización de otros ensayos requiere la aprobación de un nuevo programa de vigilancia siguiendo el apéndice H del 10CFR50.

Los grupos de propietarios americanos han dedicado parte de sus esfuerzos en desarrollar una metodología de aplicación de los ASME Code Case basado en la RT_{T0} y sobre todo en desarrollar una curva de dependencia del valor de T_0 con la fluencia neutrónica de forma similar a la curva de tendencia de la RT_{NDT} incluida en la R.G. 1.99, pero la aceptación de estos modelos por parte de la NRC es débil debido principalmente a que estos modelos han sido incorporados en la regulación actual en forma de caso-por-caso. La dificultad inherente de estas estrategias es que la normativa tradicional basada en la RT_{NDT} incorpora márgenes implícitos que son difíciles de acomodar en una metodología basada en T_0 . Aunque existen márgenes y equivalencias incorporadas en la definición de RT_{T0} , la NRC ha exigido la incorporación de nuevos márgenes como la inclusión del "bias" debido al ensayo de probetas de flexión.

El programa de materiales del EPRI (EPRI-MRP) [Rosinski 2004b] ha desarrollado un marco y una estrategia para implementar la tecnología de la "Master Curve" en la determinación de la temperatura de transición de tenacidad de fractura. Este marco considera toda la información disponible para determinar la temperatura de referencia a final de vida (EOL, "End Of Life") y a final de vida extendida (EOLE, "End Of Life Extended").

Hasta la fecha se han considerado las siguientes aplicaciones de la Master Curve:

- ✓ C.N. Zion
- ✓ C.N. Kewaunee
- ✓ C.N. Beaver Valley
- ✓ Grupo de propietarios de Babcock & Wilcox, B&WOG
- ✓ C.N. Point Beach

A continuación se presenta un resumen de estas aplicaciones:

C.N. Zion

En 1993 la propiedad de la C.N. de Zion remitió un informe a la NRC demostrando que las vasijas de las unidades 1 y 2 no excederían el criterio de PTS a final de vida (32 años a potencia efectiva) si se utilizaba un método alternativo directamente relacionado con la "Master Curve". En este análisis alternativo [Yoon 1993] el grupo de propietarios de centrales de B&W mostraron que el valor de la RT_{NDT} inicial de la soldadura Linde 80 (con electrodo WF-70) mostraba una dispersión muy grande en parte debido a la gran dispersión de los ensayos Charpy.

En la siguiente figura se puede ver la comparación de la curva de tenacidad de fractura de ASME indexada a RT_{T0} y RT_{NDT} para la soldadura Linde-80. Claramente el uso de la RT_{T0} es mejor y más realista que el uso de la RT_{NDT}

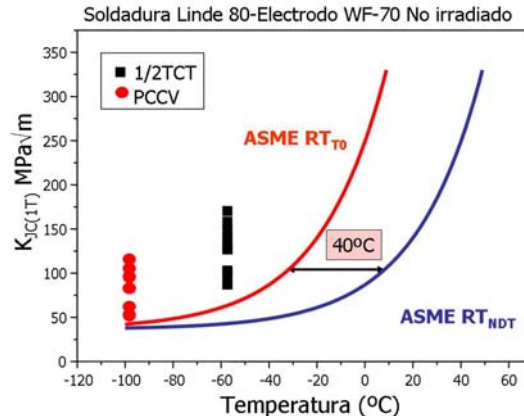


Figura 4.55.- Comparación de la tenacidad de fractura para la soldadura Linde 80 sin irradiar

La definición de la temperatura de referencia inicial alternativa se basó en los resultados de tenacidad de fractura estática y dinámica de probetas 1TCT de la soldadura WF-70, construyéndose las "Master Curve" asociadas. Estas curvas de tenacidad se compararon con las correspondientes con las curvas ASME indexadas a RT_{NDT} calculada sólo con los datos de los ensayos de torre de caída, sin tener en cuenta los ensayos Charpy. Esta comparación demostró que el valor de RT_{NDT} inicial calculada solamente con los datos de torre de caída, era más representativa que la calculada con los datos del ensayo Charpy y torre de caída conjuntos.

C.N. Kewaunee

Tras el análisis de Zion, se redactaron los Code Case de ASME N-629 y N-631 en donde se define la temperatura de referencia basada en la "Master Curve" RT_{T0} . Los propietarios de la central nuclear de Kewaunee fueron los primeros

que solicitaron a la NRC la aplicación de estos Code Case [NRC SE]. Esta solicitud se tomo como representativa del grupo de propietarios de Westinghouse (WOG) y se basaba originalmente en la medida de RT_{T0} directamente sobre el material irradiado. Después de un largo periodo de discusiones, la NRC aprobó la determinación de la RT_{T0} para el material irradiado siguiendo la aproximación de valor inicial más el salto en Charpy, Figura 4.53. La NRC reconoció que la metodología de la "Master Curve" era técnicamente mas adecuada que la basada en la RT_{NDT} pero presentó grandes objeciones a su aplicación cuando los ensayos de tenacidad de fractura se realizaban con probetas de flexión debido a que no se había cuantificado el "bias". Pese a estas restricciones la vasija de Kewaunee se licenció para operar en el periodo de extensión de vida que era el objetivo principal de la propuesta.

En la aplicación se incluían ensayos de tenacidad de fractura con el material de dos cápsulas: una cápsula de Kewaunee para proyectar a final de vida (EOL) y una cápsula de Main Yankee para proyectar a extensión de vida (EOLE), con probetas 0.4TSEB, 0.5TCT y 1XWOL. En la Figura 4.56 se muestran los resultados de estos ensayos con las curvas de tenacidad de fractura indexadas a RT_{NDT} y RT_{T0} del material sin irradiar e irradiado en la cápsula S de Kewaunee. En esta figura los valores de RT_{T0} y de RT_{NDT} no tienen incluidos ningún tipo de margen asociado

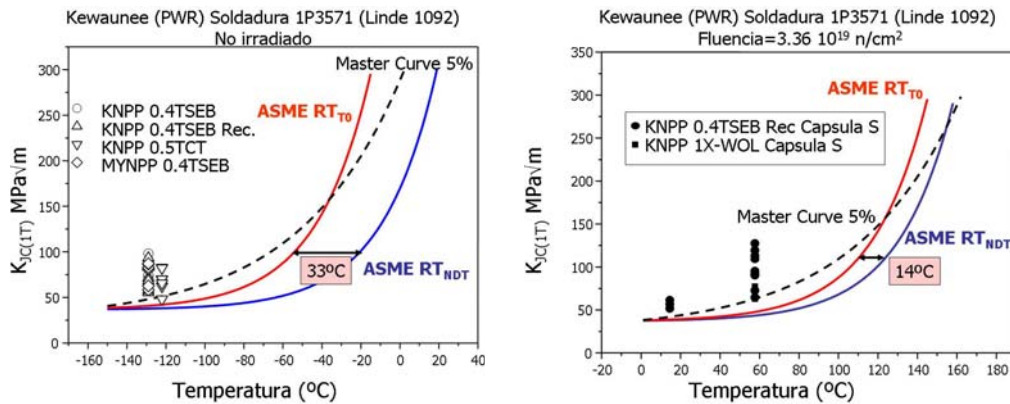


Figura 4.56.- Datos de tenacidad de fractura del material de la CN de Kewaunee

Como puede verse en esta figura, el uso de la temperatura de referencia RT_{T0} es más ventajoso, al ser menos conservativo, que el uso de la RT_{NDT} tanto para el material sin irradiar como para el material irradiado.

Recientemente se ha extraído y ensayado la última cápsula de la vasija de Kewaunee, realizándose ensayos de tenacidad de fractura que confirman que la vasija puede seguir operando en el periodo de extensión de vida [Lott 2006]

C.N. Beaver Valley

La vasija de la C.N. de Beaver Valley (BVPS-1) está limitada por la fragilización del material base del "beltline". Los datos de las vigilancias de la placa inferior de la vasija con especificación SA533B1 presentan un grado de fragilización muy alto que limita la vida de la vasija a aproximadamente 32 años de potencia efectiva, correspondiente a final de vida. Para evitar esta limitación y poder extender la vida de la planta, los operadores de la central realizaron una reducción de flujo utilizando barras de Hafmio en los alojamientos de combustible periféricos. Esta medida redujo considerablemente la fluencia recibida por la vasija pero aumentó dramáticamente el coste de combustible.

Recientemente la propiedad ha optado por eliminar la reducción de flujo puesto que las proyecciones de la fragilización recalculadas demostraron que la vasija no alcanzaría el límite PTS a final de vida.

A través de un programa del WOG se realizaron ensayos de tenacidad de fractura del material limitante sin irradiar e irradiado en dos condiciones que correspondían a fluencias menores de la estimada a EOL, con lo que se requería la extrapolación a las fluencias de EOL y EOLE. Para evitar esta extrapolación, se ha introducido una nueva cápsula en la unidad 2 de la central para disponer de datos a mayores fluencias.

Los resultados del programa de ensayos de BVPS-1 se enviaron originalmente a la NRC para demostrar la viabilidad a largo plazo de la vasija [Server 2001b]. Las proyecciones iniciales, utilizando el valor de RT_{T0} obtenido directamente del ensayo del material irradiado con los márgenes apropiados mostraron que la placa limitante permanecería por debajo del criterio de PTS en el periodo de vida extendida de la planta. La NRC suministró comentarios iniciales a esta propuesta que indicaban que había aspectos de las proyecciones en fluencia y de los márgenes aplicados que debían ser reconsiderados, entre ellos de nuevo el valor del "bias" asociado al ensayo de las probetas tipo Charpy pre-agrietadas. La propiedad de la central decidió retirar la propuesta a la espera de que los programas internacionales de investigación enfocados en la "Master Curve" clarifiquen los siguientes aspectos:

- ✓ La corrección en T_0 debido a distintas geometrías de probeta
- ✓ El margen para RT_{T0}

Una parte de los ensayos de tenacidad de fractura pueden verse en la Figura 4.51 junto con las curvas de tenacidad de fractura indexadas a RT_{T0} y a RT_{NDT} . De nuevo puede verse que el uso de la temperatura de referencia RT_{T0} presenta ventajas frente al uso de la RT_{NDT}

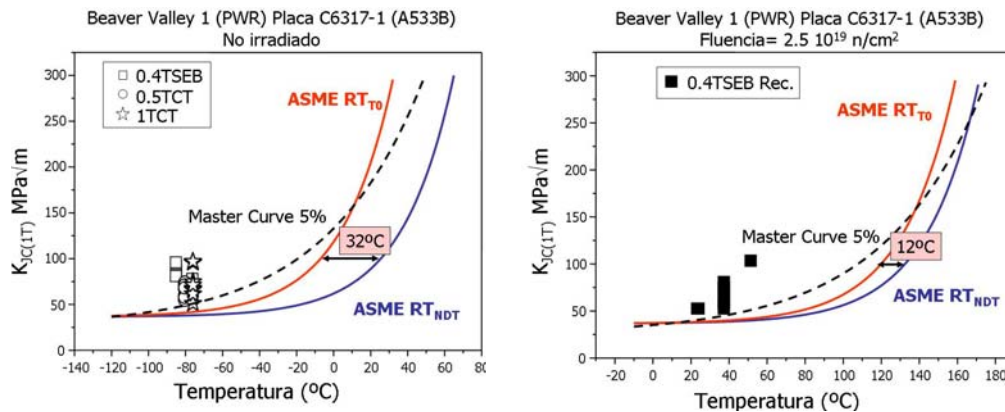


Figura 4.57.- Datos de tenacidad de fractura del material de la CN de Beaver Valley

Grupo de propietarios B&W

El grupo de propietarios de B&W ha editado un documento en donde se incluye valores de T_0 y RT_{T0} para la mayoría de las soldaduras Linde-80 [Yoon 2003]. EL valor de RT_{T0} se ha determinado con más de 300 ensayos de tenacidad de fractura de la soldadura no irradiada. También se presentan aproximadamente 100 ensayos de tenacidad de fractura de la soldadura irradiada a diferentes fluencias.

Basado en este estudio y a partir de la excepción aprobada por la NRC para Kewaunee, el grupo de propietarios de Babcock & Wilcox (B&WOG) ha diseñado un programa de vigilancia de la vasija basado en la "Master Curve" para suministrar los datos requeridos para el licenciamiento de 13 vasijas fabricadas por B&W ("Master Integrated Reactor Vessel Surveillance Program", MIRVP) [Hall 2002]

C.N. Point Beach

En el caso de esta central nuclear (PBNP-2) la soldadura limitante es del tipo Linde 80 pero no está incluida en el programa de vigilancia, con lo que se utilizan los datos del programa de vigilancia integrado de B&WOG. Las últimas proyecciones basadas en el ensayo Charpy indican que la vasija alcanzará su límite de operación en el periodo de extensión de vida de la planta, con lo que se han realizado ensayos de tenacidad de fractura del material irradiado para aplicar los Code Case de ASME N-629 y N-631, ver Figura 4.58. La evaluación realizada mostró que la soldadura limitante de la vasija tendría una tenacidad de fractura adecuada para operar durante el periodo de extensión de vida de la planta. Estos análisis serán confirmados con los resultados del B&WOG sobre el valor de RT_{T0} de las soldaduras Linde 80.

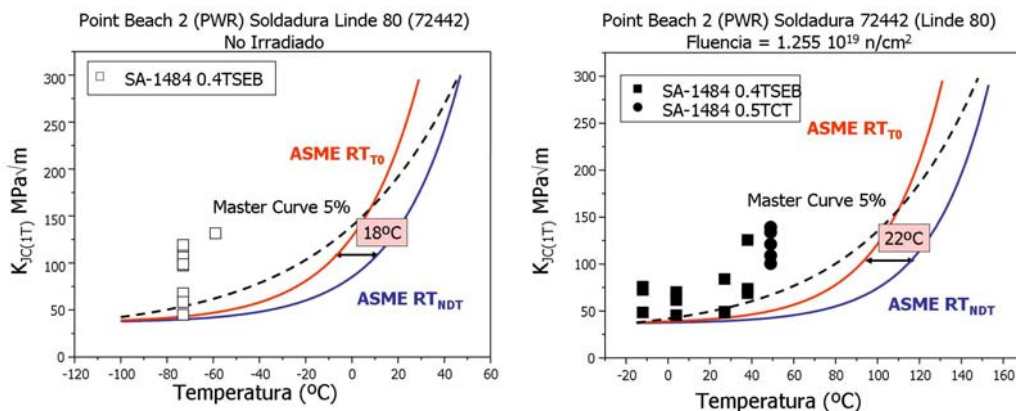


Figura 4.58.- Datos de tenacidad de fractura del material de la CN de Point Beach

La propuesta original de PBNP-2 a la NRC [Server 2003] mostraba los resultados de RT_{T0} a final de vida utilizando tres diferentes métodos de análisis:

- (1) Utilizar el RT_{T0} sin irradiar y añadir el salto en Charpy a 41 Julios

- (2) Utilizar el RT_{T0} sin irradiar y añadir el salto en tenacidad de fractura a $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.
- (3) Utilizar el RT_{T0} del material irradiado y proyectar en fluencia hasta final de vida

Estos tres métodos se pueden ver comparados en la siguiente figura, en donde se puede ver que utilizando el valor de RT_{T0} calculado por los tres métodos anteriores no se viola el criterio de PTS, que si se viola utilizando el valor de RT_{NDT} .

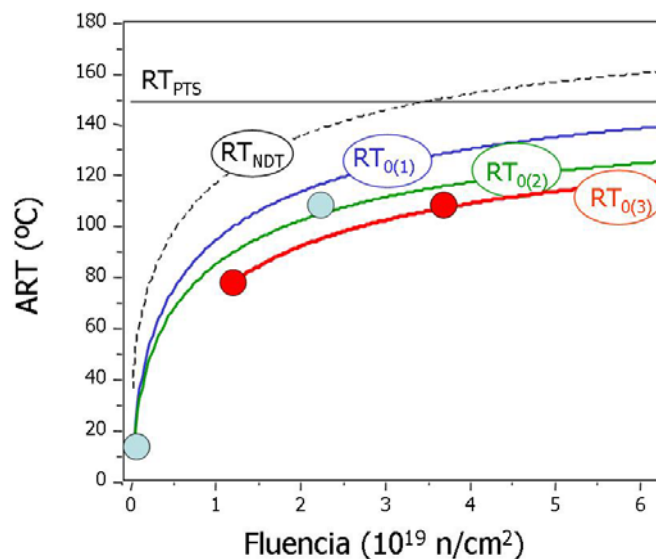


Figura 4.59.- Aplicación del Code Case N-629 a la vasija de la C.N. de Point Beach

El método (1) sigue la metodología del B&WOG y es el más conservativo. El método (2) se ha evaluado siguiendo la Evaluación de Seguridad aprobada por la NRC para Kewaunee y las proyecciones en fluencia son sustancialmente menores que el método (1). El método (3) es el más correcto y el resultado obtenido aplicando la medida directa del valor de RT_{T0} irradiado muestra que el método (2) es conservativo.

El margen a aplicar en cada método depende del método de análisis, pero se basa en una incertidumbre asociada al valor medido σ_I y una incertidumbre asociada al desplazamiento por irradiación, σ_Δ . Para el método (1) el margen tiene en cuenta tres fuentes de incertidumbre: la variabilidad del material basada en el análisis de Monte Carlo propuesto por Yoon [Yoon 2003], σ_{MC} , la incertidumbre en la determinación de T_0 incluida en la norma ASTM E1921, σ_{T0} y el valor actual de la incertidumbre del salto en Charpy incluida en la Regulatory Guide 1.99, σ_Δ . El valor de σ_I se calcula combinado el valor de σ_{MC} y σ_{T0} . El método (2) utiliza el margen impuesto para la NRC en el caso de la vasija de Kewaunee que incluye un valor de σ_I mayor y el mismo valor de σ_Δ . El método (3) utiliza un margen más completo: variabilidad del material, σ_I ; variabilidad del contenido en cobre, σ_{Cu} ; variabilidad en el contenido en níquel, σ_{Ni} ; variabilidad debida a la temperatura de irradiación, σ_{Tirrad} ; variabilidad debida a la determinación de la fluencia, $\sigma_{\phi t}$ y la variabilidad asociada a la proyección en fluencia a final de vida, σ_{Proy} .

4.5.2. Aplicación de los resultados de esta tesis al material JRQ irradiado

Podemos utilizar los resultados de tenacidad de fractura del material JRQ irradiado como si fueran de una cápsula de vigilancia y calcular el valor de RT_{T0} y compararlos con los de la normativa tradicional basada en el ensayo de impacto Charpy.

El efecto de la irradiación neutrónica en el material JRQ para una fluencia de $0.36 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$ en las propiedades de impacto Charpy puede verse en la siguiente figura [Lapeña, 1993].

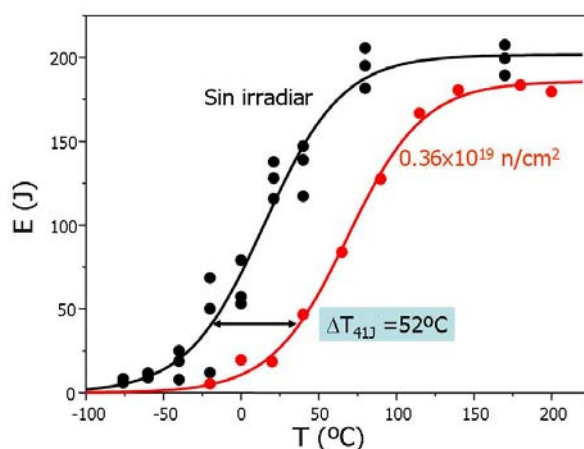


Figura 4.60.- Efecto de la irradiación en la curva de impacto Charpy

Para el mismo nivel de irradiación, el efecto en la tenacidad de fractura puede verse en la Figura 4.61 para las probetas 0.4TSEB y Figura 4.62 para las probetas 0.5TCT. El desplazamiento en la curva Charpy es de $\Delta T_{41J} = 52^{\circ}C$ mientras que el desplazamiento en la curva de tenacidad de probetas 0.4TSEB es de $\Delta T_{0(PCCV)} = 47^{\circ}C$, y el medido con probetas 0.5TCT es de $\Delta T_{0(1/2TCT)} = 53^{\circ}C$. Como puede verse el desplazamiento en tenacidad es similar al desplazamiento en Charpy para esta fluencia.

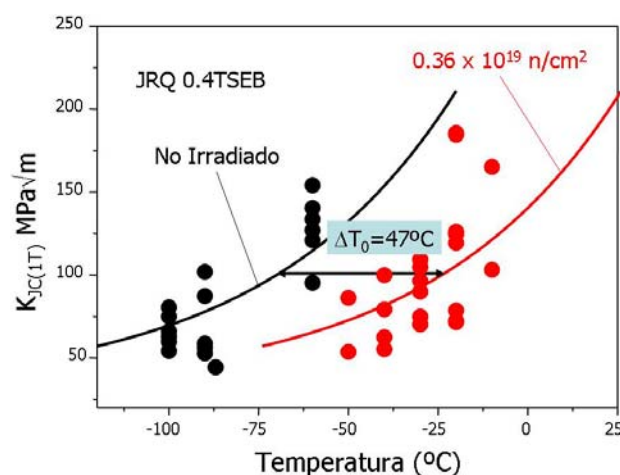


Figura 4.61: Efecto de la irradiación en el valor de T_0 del material JRQ. Probetas 0.4TSEB

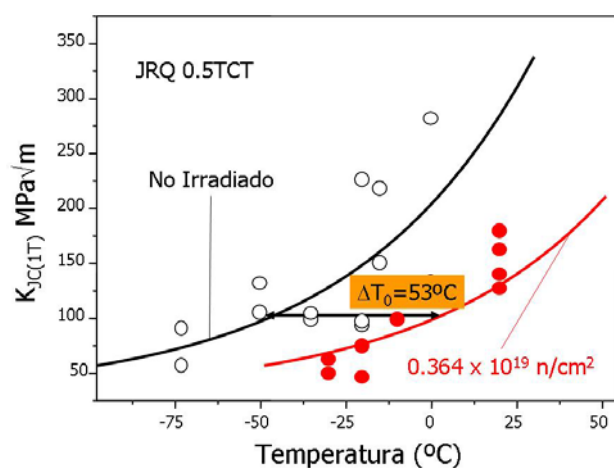


Figura 4.62: Efecto de la irradiación en el valor de T_0 del material JRQ. Probetas 0.5TCT

Los programas de vigilancia de las vasijas se basan en la extrapolación de los resultados de los ensayos de las cápsulas de vigilancia a fluencias de final de vida y, si es el caso, a fluencias de extensión de vida. Para realizar esta extrapolación se dispone de formulas que relacionan el salto en Charpy, medido a 41J con la fluencia, como las incluidas en la Regulatory Guide 1.99 y en la norma ASTM E900.

En el caso de que en vez de ensayos de impacto se realicen ensayos de tenacidad de fractura con las probetas de las cápsulas de vigilancia, es necesario disponer de la variación de T_0 con la fluencia, de forma similar a T_{41J} , para poder realizar extrapolaciones en fluencia. Sin embargo, actualmente la base de datos de valores de T_0 para materiales de vasija irradiados no es lo suficientemente amplia como para desarrollar una curva fiable de tendencia de T_0 con la fluencia. La única base para ajustar los valores de T_0 con la fluencia es utilizar las curvas existentes de T_{41J} . Esta aproximación de suponer que la tendencia de T_0 con la fluencia es la misma que la tendencia de T_{41J} es apropiada, teniendo en cuenta que, como se ha comentado anteriormente, el desplazamiento en Charpy y en tenacidad de fractura debido a la irradiación puede considerarse similar.

Así publicaciones recientes muestran una relación entre el salto en tenacidad respecto al salto en Charpy de 0.99 para soldaduras y 1.10 para material base [Sokolov 2000] aunque, como puede observarse en la Figura 4.64, la dispersión de esta correlación es grande.

En concreto, la función de fluencia de la Regulatory Guide 1.99 se ha demostrado que es adecuada cuando se compara con los valores de ΔT_0 medidos para fluencias entre 1 y 6×10^{21} n/cm² ($E > 1$ MeV) [Rosinski 2004a, Kirk 1998].

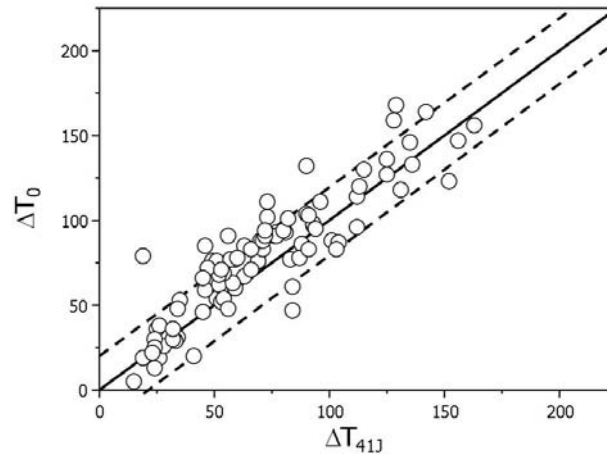


Figura 4.63

Figura 4.64.- Comparación de ΔT_0 y ΔT_{41J} . [Sokolov 2000]

Para comparar esta nueva metodología, basada en la "Master Curve" y la actual metodología de la Ley Federal 10FR50.61, basada en RT_{NDT} , se han considerado los valores de RT_{NDT} y RT_{T0} para el material JRQ en estado de recepción e irradiado como si fuera una cápsula de vigilancia.

Temperatura de referencia RT_{NDT} ajustada

La temperatura de referencia ajustada para el material irradiado se determina mediante:

$$ART = RT_{NDT(U)} + \Delta RT_{NDT} + \text{Margen} \quad 4-22$$

Donde:

$RT_{NDT(U)}$ es la temperatura de referencia de ductilidad nula del material sin irradiar que se calcula según Código ASME Sección III Párrafo NB-2331. En el caso del material JRQ no irradiado es de $-15^{\circ}C$

ΔRT_{NDT} es el aumento de la temperatura de referencia de ductilidad nula debido a la irradiación. Puede ser estimado siguiendo la Guía Reguladora 1.99 Rev 2 como:

$$\Delta RT_{NDT(\text{Estimado})} = CF f^{(0.28-0.10 \log f)} \quad 4-23$$

Donde CF es un factor que depende del contenido en cobre y níquel del material, tabulado en la R.G. 1.99 Rev. 2. y f es la fluencia neutrónica.

Si existen cápsulas de vigilancia el valor de ΔRT_{NDT} es igual al ΔT_{41J} del ensayo Charpy

$$\Delta RT_{NDT(\text{medido})} = 52 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

Margen: se calcula según la expresión: $2\sqrt{\sigma_I^2 + \sigma_{\Delta}^2}$ siendo σ_I la desviación estándar del valor $RT_{NDT(U)}$ y σ_{Δ} la desviación estándar de ΔRT_{NDT} .

Si el valor de $R_{TNDT(U)}$ se determina experimentalmente $\sigma_I=0$ en caso contrario $\sigma_I=9.4^{\circ}\text{C}$. σ_{Δ} es igual a 4.7°C para material base y 7.8°C para soldaduras si el resultado de las cápsulas de vigilancia es creíble. En caso contrario es de 9.4°C para material base y 15.6°C para soldaduras.

Una cápsula es creíble si el $\Delta RT_{NDT(\text{estimado})} - \Delta RT_{NDT(\text{Medido})} \leq 15.6^{\circ}\text{C}$ para soldaduras ó 9.4°C para placas y forjas. En este caso el valor de $\Delta RT_{NDT(\text{estimado})}$ es de 42°C y el valor de el $\Delta RT_{NDT(\text{Medido})} = \Delta T_{41J} = 52^{\circ}\text{C}$, con lo que se considera un resultado no creíble. Recordemos que el material JRQ se fabricó expresamente para que su sensibilidad a la fragilización neutrónica fuera más alta de lo normal, lo que hace que las fórmulas de predicción subestimen el efecto de la irradiación en este material.

Por lo tanto para el material JRQ el margen es de 19°C

Este procedimiento suministra un valor de $ART_{NDT} = 56\text{ }^{\circ}\text{C}$, tomando el $\Delta RT_{NDT(\text{medido})}$

ASME Code Case N-631 RT_{T0} material no-irradiado

La temperatura de referencia para el material no irradiado se determina mediante:

$$RT = RT_{T0} + M_{T0} + \text{"bias"} \quad 4-24$$

- ✓ Donde $RT_{T0} = T_0 + 35\text{ }^{\circ}\text{F} = T_0 + 19.44\text{ }^{\circ}\text{C}$

$$JRQ\ RT_{T0} = -71 + 19.44 = -51.56^{\circ}\text{C}$$

- ✓ M_{T0} es dos veces la desviación estándar de la temperatura de referencia T_0 , que para el material JRQ irradiado es de 4.43°C , ver Tabla 4.1:

$$JRQ\ M_{T0} = 2 * \sigma_{T0} = 8.86^{\circ}\text{C}$$

- ✓ En este caso el valor del "bias" elegido es de 15°C , con lo que este procedimiento suministra un valor de

$$RT_{T0} = -52^{\circ}\text{C} + 9^{\circ}\text{C} + 15^{\circ}\text{C} = -27.7^{\circ}\text{C}$$

ASME Code Case N-629 RT_{T0} material irradiado

La temperatura de referencia ajustada para el material irradiado se determina mediante:

$$ART_{T0} = RT_{T0} + M_{T0} + \text{"bias"} \quad 4-25$$

- ✓ Donde $RT_{T0} = T_0 + 35\text{ }^{\circ}\text{F} = T_0 + 19.44\text{ }^{\circ}\text{C}$

$$JRQ\ RT_{T0} = -24 + 19.44 = -4.56^{\circ}\text{C}$$

- ✓ M_{T0} es dos veces la desviación estándar de la temperatura de referencia T_0 , que para el material JRQ irradiado es de 4.10°C , ver Tabla 4.1:

$$JRQ\ M_{T0} = 2 * \sigma_{T0} = 8.2^{\circ}\text{C}$$

- ✓ En este caso el valor del "bias" es de 15°C , con lo que este procedimiento suministra un valor de

$$ART_{T0} = -5^{\circ}\text{C} + 8^{\circ}\text{C} + 15^{\circ}\text{C} = 18.64^{\circ}\text{C}$$

Comparación

La Figura 4.65 muestra las curvas de referencia de tenacidad de fractura indexadas con RT_{NDT} y RT_{T0} para el material JRQ sin irradiar e irradiado.

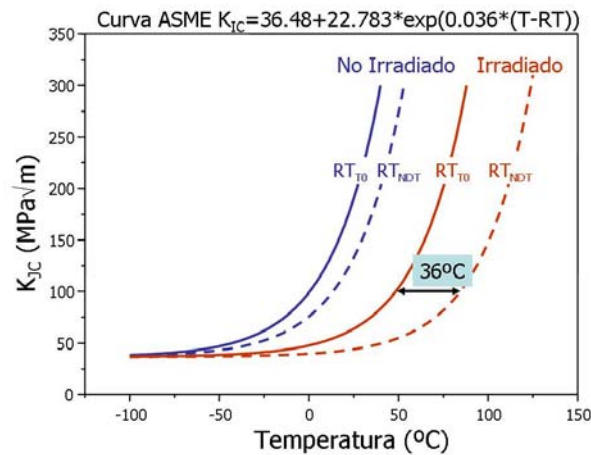


Figura 4.65 Aplicación de la "Master Curve". Nueva temperatura de referencia (RT_{T0}) para la curva ASME de tenacidad de fractura estática

Como puede verse en esta figura, la curva ASME indexada con RT_{TO} es menos conservativa que la curva ASME indexada con RT_{NDT} . Veamos que implicación tiene este hecho en la evaluación de la integridad de la vasija. Los 36°C de diferencia resultantes de utilizar RT_{TO} supondrían hasta 10 años más de operación a plena potencia.

El ajuste de la curva P-T debido a la fragilización neutrónica tiene como efecto el restringir la ventana de operación de la vasija, tal y como se muestra en la Figura 4.66. El límite superior de operación se define por la tenacidad de fractura del material, modificada por el sistema de protección de sobrepresión a baja temperatura (LTOP). El límite inferior viene dado por la presión requerida a cada temperatura para prevenir la cavitación de la bomba de primario.

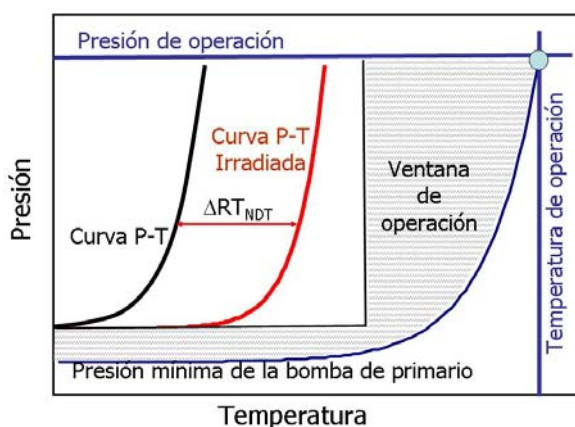


Figura 4.66.- Curvas P-T de operación de la vasija

Es evidente de la Figura 4.66 que un alto desplazamiento en la temperatura de transición debido a irradiación (ΔRT_{NDT}), puede restringir los parámetros de operación y dificultar las operaciones de calentamiento y enfriamiento. Este efecto es particularmente acusado para plantas con un sistema de protección de LTOP fijo. Para aliviar estas restricciones se pueden seguir varias

alternativas: (a) reducir el tamaño del defecto postulado y (b) definir la curva de tenacidad de fractura de forma más realista. La reducción del tamaño del defecto postulado depende de la fiabilidad de los métodos no destructivos de inspección de la vasija y no entra en el alcance de esta tesis.

El aumento de la ventana de operación de un reactor tipo PWR reduce la probabilidad de dañar los sellos de la bomba de primario, debido a una insuficiente presión del caudal de refrigerante y por lo tanto se reduce la probabilidad de la ocurrencia de una pérdida de refrigerante, precursora de un choque térmico presurizado. Además, si la ventana de operación se amplía se reduce la necesidad de desbloquear los sistemas de inyección de seguridad (HPSI), que se realiza generalmente durante la operación a baja temperatura cuando los sistemas de dispersión de calor residual (RHR) se activan para evitar una sobrepresión a baja temperatura (LTOP). Si se elimina el desbloqueo de los sistemas HPSI se mejora la seguridad del personal y de la planta. Finalmente, los cambios en el sistema de protección contra sobrepresiones a baja temperatura (LTOP) y los potenciales problemas en el re-ajuste de válvulas se reducen [Stevens 2000].

El impacto de la ampliación de la ventana de operación en un reactor tipo BWR es la reducción de la temperatura de la prueba de presión. Los reactores tipo BWR utilizan la bomba de recirculación para alcanzar la temperatura de la prueba de presión. Muchas plantas BWR deben de realizar la prueba de presión a una temperatura de 212°F (100°C). Esta temperatura implica que puede ocurrir cavitación en la bomba y daño en los sellos; arranque de los sistemas de enfriamiento de seguridad y además la detección de fugas se dificulta puesto que la fuga es en forma de vapor. Si se reduce la temperatura de la prueba de presión todos estos inconvenientes se suavizan [Stevens 2000].

Las ventajas de la utilización de la temperatura de referencia RT_{T0} basada en la "Master Curve" también se ponen de manifiesto en los requisitos de PTS.

Durante el proyecto del OIEA CRP-3, el CIEMAT llevó cabo varias irradiaciones del material JRQ [Lapeña 1993]. Una de estas campañas de irradiación fue realizada en la C.N. de Asco a una fluencia de 3.64×10^{18} n/cm². El material JRQ irradiado procedente de esta campaña es el incluido en esta tesis, del que se disponen datos de impacto Charpy y de tenacidad de fractura. Además se realizaron irradiaciones en el reactor experimental de Saclay a una fluencia de 1×10^{19} n/cm² y en el reactor experimental de Halden a una fluencia de 2.7×10^{19} n/cm². Solo se realizaron ensayos de impacto Charpy y ensayos de tracción del material JRQ irradiado a estas altas fluencias, no disponiéndose de datos de tenacidad de fractura.

Como ejercicio, consideremos de nuevo el material JRQ irradiado como una cápsula de vigilancia. El material JRQ ha sido ampliamente caracterizado por diferentes laboratorios, con lo que se puede disponer de datos de este material no irradiado e irradiado en la bibliografía a diferentes fluencias. La siguiente tabla resume los datos disponibles del material JRQ irradiado que consideraremos como cápsulas de vigilancia para determinar el valor de RT_{PTS} basado en los resultados de los ensayos de impacto y basado en los resultados de tenacidad de fractura.

Tabla 4.9.- Material JRQ Irradiado. Datos de la bibliografía

| Fluencia (10^{19} n/cm ²) | ΔT_{41J} (°C) | ΔT_0 (°C) | Referencia |
|---|--------------------------|----------------------|-----------------|
| 0.36 | 52 | 47 | [Lapeña 1993] |
| 2.90 | 80 | 104 | [Onizawa 2000] |
| 4.50 | 116 | 134 | [Lee 1999] |
| 4.46 | 76 | 110 | [Scibetta 1999] |

El valor de RT_{PTS} se calcula como:

$$RT_{PTS} = RT_{(u)} + \Delta RT_{PTS} + \text{Margen} \quad 4-26$$

Donde:

$RT_{(u)}$ es la temperatura de referencia del material sin irradiar. Si se utilizan los datos de impacto se toma como el valor de la temperatura de referencia de ductilidad nula RT_{NDT} y si se toman los datos de tenacidad de fractura se toman los valores de RT_{T0} para el material sin irradiar.

ΔRT_{PTS} es el aumento de la temperatura de referencia debida a la irradiación a final de vida estimada según la Guía Reguladora 1.99 Rev 2 como:

$$\Delta RT_{PTS} = CF \times FF \quad 4-27$$

Donde CF es un factor químico que se calcula mediante los datos de las cápsulas de vigilancia y FF es un factor de fluencia igual a $f^{(0.28-0.10 \log f)}$ donde f es la fluencia neutrónica estimada.

Para recalcular el valor de del factor químico con los resultados del material irradiado se aplica la siguiente fórmula:

$$CF = \frac{\sum FF_{(i)} \Delta T}{\sum (FF_{(i)}^2)} \quad 4-28$$

Donde $FF_{(i)}$ es el factor de fluencia de la cápsula (i) ΔT es el desplazamiento de la temperatura de transición debido a la irradiación neutrónica.

Si se toman los datos de impacto, ΔT es igual a ΔT_{41J} . Si se toman los datos de tenacidad de fractura ΔT es igual a ΔT_0 .

Margen: Si se tienen en cuenta los datos de impacto se calcula según la expresión: $2\sqrt{\sigma_I^2 + \sigma_\Delta^2}$ siendo σ_I la desviación estándar del valor $RT_{(U)}$ y σ_Δ la desviación estándar de ΔRT_{PTS} .

Si el valor de $R_{(U)}$ se determina experimentalmente $\sigma_I=0$. En caso contrario es de 9.4°C para material base y 15.6°C para soldaduras. Una cápsula es creíble si el $\Delta RT_{NDT(estimado)} - \Delta RT_{NDT(Medido)} \leq 15.6^\circ\text{C}$ para soldaduras ó 9.4°C para placas y forjas.

Si se tienen en cuenta los resultados de tenacidad de fractura el margen M_{T_0} es dos veces la desviación estándar de la temperatura de referencia T_0 más el valor del "bias".

Realizando los cálculos expuestos anteriormente con los resultados de los ensayos de impacto y de tenacidad de fractura del material JRQ irradiado se llega a la Figura 4.67. Con círculos rojos se representa el valor de RT_{T_0} medido del material irradiado a diferentes fluencias y con la línea continua roja se representa el valor de esta temperatura de referencia ajustada, ART_{T_0} :

$$ART_{T_0} = RT_{T_0(U)} + CF_{T_0} * FF + M_{T_0} + \text{"bias"} \quad 4-29$$

Siendo $RT_{T_0(U)}$ el valor de $T_0 + 19.44^\circ\text{C}$ sin irradiar; CF_{T_0} el factor químico calculado mediante la ecuación 4.32 con los valores de ΔT_0 medidos; M_{T_0} dos veces la desviación estándar de T_0 y "bias" es el valor a añadir cuando se ensayan probetas 0.4TSEB. De los análisis aquí realizados se estima un valor del "bias" de 15°C.

Los cuadrados representan el valor de RT_{NDT} estimado a partir de la RT_{NDT} sin irradiar más ΔT_{41J} . Con la línea negra discontinua se representa el valor de ART_{NDT} definida como:

$$ART_{NDT} = RT_{NDT(U)} + CF_{T41J} * FF + M_{NDT} \quad 4-30$$

Siendo $RT_{NDT(U)}$ el valor sin irradiar, CF_{T41J} el factor químico calculado mediante la ecuación 4.32 con los valores de ΔT_{41J} medidos y M_{NDT} definido por $2\sqrt{\sigma_I^2 + \sigma_A^2}$.

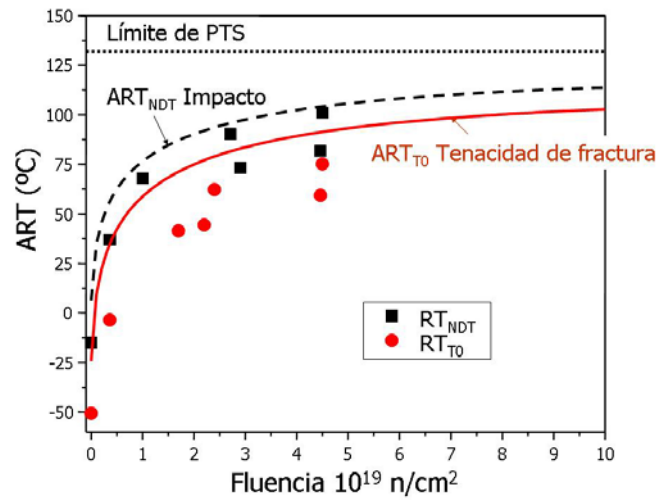


Figura 4.67.- Límite de PTS considerando la temperatura de referencia de la "Master Curve" y la correspondiente al ensayo Charpy.

En esta figura se puede observar que la temperatura de referencia RT_{NDT} es siempre mas conservativa que la RT_{T0} y cualquiera que sea la fluencia a final de vida, se alcanza antes el límite de PTS con los resultados de impacto Charpy (RT_{NDT}) que con los de tenacidad de fractura. Esto significa un aumento de la vida útil de la vasija puesto que si se utiliza el valor de RT_{T0} , se alcanza más tarde el límite de operación.

CAPITULO 5 - CONCLUSIONES

La evaluación de la tenacidad de fractura del material de vasija irradiado se ha realizado tradicionalmente de forma indirecta a través del ensayo de impacto de las probetas Charpy irradiadas incluidas en las cápsulas de vigilancia de la vasija. Así se estima que la variación de la tenacidad de fractura con la fluencia neutrónica es la misma que la sufrida por la energía de impacto Charpy en términos de temperatura de transición. Es decir, la determinación de la tenacidad de fractura del material irradiado se realiza indirectamente a través del ensayo de impacto Charpy.

La metodología de los programas de vigilancia, basada en la normativa tradicional ha sido mejorada durante los últimos años, ante la posibilidad de que las centrales nucleares puedan operar más allá de su vida inicial de diseño. Así en los programas de gestión de vida de las centrales se considera la posibilidad de aplicar nuevas técnicas de ensayo que permitan utilizar probetas pequeñas, puesto que el material irradiado es escaso, y obtener la máxima información sobre las características mecánicas del material. Una de las mejoras más significativas es la posibilidad de aplicar el concepto de la "Master Curve", según el cual se pueden valores válidos de tenacidad de fractura mediante el ensayo de probetas pre-agrietadas de pequeño tamaño. La "Master Curve" define la variación de la tenacidad de fractura estática con la temperatura a través de una temperatura de referencia denominada T_0 , que se define como una propiedad del material.

La aparición de la técnica de la "Master Curve" supuso un gran avance en la mecánica de fractura puesto que se permite obtener valores reales de tenacidad de fractura del material de vasija irradiado mediante ensayos de flexión en tres puntos de las probetas Charpy pre-agrietadas, incluidas en las cápsulas de vigilancia, y aplicando una corrección de tamaño al valor de la tenacidad de fractura obtenido. La "Master Curve" ha sido objeto de

numerosos programas experimentales internacionales, y se encuentra parcialmente incluida en el Código ASME a través de dos Code Cases (N-629 y N-631). En estos Code Case se define una nueva temperatura de referencia RT_{T_0} , que depende del valor de T_0 y por lo tanto está basada en ensayos de tenacidad de fractura, que puede ser utilizada en lugar de la RT_{NDT} clásica basada en ensayos Charpy. Sin embargo no se define el margen de seguridad a aplicar al valor de esta temperatura de referencia.

La única aplicación de la "Master Curve" para determinar la tenacidad de fractura de material irradiado que ha aprobado la NRC para la C.N. Americana de Kewaunee en 2001 a través del cálculo de la temperatura de referencia RT_{T_0} . Durante el proceso de aprobación se reconoció que se habían incluido unos márgenes muy conservadores que debían ser clarificados en el futuro. Uno de estos márgenes estaba relacionado con el hecho de que las probetas de flexión suministran valores de T_0 menos conservativos que las probetas de tipo compacto, debido a que las probetas de flexión presentan una pérdida de constricción en el fondo de grieta.

La transferencia de la tenacidad de fractura entre las probetas del laboratorio y el componente en estudio depende de la similitud del campo tensional en el fondo de grieta. En los análisis de mecánica de fractura se supone que tanto el componente como las probetas de laboratorio presentan un campo tensional en el fondo de grieta de alta constricción puesto que de esta forma la tenacidad de fractura obtenida en el laboratorio es una propiedad del material transferible al componente. Al presentar las probetas de flexión una pérdida de constricción, no se cumple este principio de transferencia y el valor de la tenacidad de fractura, o de la temperatura de transición, ya no se considera una propiedad del material con lo que el uso de estas probetas no sería válido.

La NRC denomina a la diferencia entre el T_0 obtenido mediante el ensayo de probetas compactas y el obtenido mediante el ensayo de probetas de flexión como "bias". La NRC ha bloqueado todos los intentos de las Centrales Nucleares americanas de aplicar la "Master Curve" hasta que no se cuantifique de forma fiable el valor de este "bias". La inclusión de este "bias" en la evaluación de la integridad estructural de la vasija se realiza en forma de un margen a añadir a la temperatura de transición.

Por lo tanto, si el único material irradiado disponible para la determinación de la "Master Curve" del material de la vasija son las probeta tipo Charpy incluidas en las cápsulas de vigilancia, es necesario cuantificar el margen, o "bias", que se le debe de añadir al valor del T_0 obtenido. Actualmente se reconoce la existencia de este margen pero no existe un estudio exhaustivo para su cuantificación.

En esta tesis se demuestra y cuantifica de forma experimental y computacional el valor de este margen, sugiriendo un valor genérico aplicable a materiales de vasija irradiados. De esta forma se permitiría por los organismos reguladores el uso de las probetas irradiadas incluidas en las cápsulas de vigilancia de la vasija para determinar su tenacidad de fractura.

5.1. CONCLUSIONES

Como resultado del trabajo experimental y computacional de esta tesis se derivan las siguientes conclusiones:

1. En esta tesis se demuestra experimentalmente que las probetas de flexión suministran valores mayores de tenacidad de fractura que las probetas compactas, aun siendo referenciado el valor de la tenacidad al mismo espesor de referencia.
2. En esta tesis se demuestra mediante la modelización de elementos finitos que la razón de esta diferente tenacidad de fractura no es debida a un diferente tamaño de las probetas sino a un diferente estado de constricción en el fondo de la grieta. Así se demuestra que el estado de constricción de las probetas compactas es cercano al estado de constricción correspondiente al estado teórico de deformación plana y alta constricción, mientras que las probetas de flexión presentan una pérdida de constricción en el fondo de la grieta.
3. En esta tesis se demuestra que, aunque las probetas de flexión, como son las tipo Charpy incluidas en las cápsulas de vigilancia, no suministran valores válidos de T_0 debido a que el estado tensional no se corresponde con el teórico, se pueden utilizar para caracterizar el material de vasija irradiado añadiendo un margen al valor de T_0 lo que traslada la "Master Curve" hacia los valores teóricos. Este margen se denomina "bias".
4. En esta tesis se cuantifica el valor del "bias" para el material de vasija no irradiado e irradiado, de forma experimental, mediante el ensayo de

más de 200 probetas de tenacidad de fractura de de flexión y compactas de diferentes tamaños y de forma computacional a través del modelado por elementos finitos de las dos geometrías de probetas. El valor del "bias" tanto experimental como computacional es aproximadamente de 15 °C.

5. Una vez cuantificado este "bias" se pueden utilizar de forma fiable los resultados de tenacidad de fractura del material irradiado obtenidos mediante el ensayo en flexión de las probetas tipo Charpy incluidas en las cápsulas de vigilancia.
6. La aplicación de la "Master Curve" a la integridad estructural de la vasija mediante el ensayo de tenacidad de fractura de las probetas de flexión tipo Charpy pre-agrietadas teniendo en cuenta el valor del "bias", presenta claras mejoras tanto en la operación de la vasija como en el aumento de la vida útil de la planta.

Además se hacen notar las siguientes conclusiones adicionales:

7. La corrección de tamaño propuesta en la "Master Curve" es válida para comparar los resultados de tenacidad de fractura de probetas de distinto tamaño.
8. La modelización por elementos finitos de las probetas pre-agrietadas requiere tamaños de malla en la zona del fondo de la grieta del orden de 10 μm para poder captar la singularidad del campo tensional. Así mismo para que los resultados convengan numéricamente, el fondo de grieta se modela con una curvatura de radio del orden de 1 μm .
9. La evaluación computacional de la pérdida de constricción en las probetas de flexión se ha realizado siguiendo las teorías de la tenacidad

de fractura de dos parámetros, siendo el parámetro Q más adecuado para evaluar la pérdida de constricción asociada a las probetas de flexión que la tensión-T.

10. Para cuantificar computacionalmente el valor del "bias" es necesario recurrir a modelos micromecánicos de fractura. En esta tesis se han utilizado el modelo de Weibull propuesto por Beremin y el modelo de escala propuesto por Anderson. La aplicación de estos dos modelos suministra valores similares del "bias".
11. El límite de tamaño incluido en la norma ASMT E1921, en donde se describe el procedimiento de cálculo de T_0 , pretende evitar la pérdida de constricción de las probetas. Sin embargo en esta tesis se sugiere que este valor es poco restrictivo en el caso de las probetas de flexión

5.2. RECOMENDACIONES PARA FUTURAS INVESTIGACIONES

En esta tesis se ha demostrado que las probetas de flexión presentan un estado tensional en borde de grieta diferente al teórico de alta constricción mediante la modelización de elementos finitos en 2 dimensiones. Aunque en esta tesis se expone que el modelo en 2D es suficiente para alcanzar los objetivos propuestos, puesto que el efecto del espesor se solventa mediante la corrección de tamaño propuesta por la "Master Curve", sería interesante realizar estos cálculos en tres dimensiones para obtener una mejor caracterización del campo tensional.

La modelización en tres dimensiones de los problemas de fractura requiere un tratamiento de los resultados complejos puesto que estamos hablando de mallas de más de 30.000 elementos, lo que requeriría un post-procesado de los datos automatizado. El programa de elementos finitos ABAQUS permite el uso de rutinas de usuario para facilitar el post-proceso. Por lo tanto sería adecuado el diseño de rutinas específicas para realizar los cálculos necesarios.

En esta tesis se ha incluido una introducción a los modelos micromecánicos de fractura. Estos modelos de aproximación local de la fractura son capaces de predecir el fallo de estructuras a partir de los datos obtenidos en el laboratorio. Esta transferencia requiere la calibración de los parámetros del modelo, es decir la obtención los parámetros micro-mecánicos necesarios que describan el material en estudio. Como ya se ha comentado, no existe un consenso internacional acerca de esta calibración, apuntando algunos autores que se puede realizar experimentalmente mediante ensayos de probetas con entalla y otros autores se decantan por la calibración con probetas pre-

agrietadas. Una posible nueva vía de investigación es la comparación de los diferentes métodos de calibración de los modelos para material de vasija irradiado, para poder predecir de forma fiable la tenacidad de fractura del material de la vasija.

Una vez calibrados los modelos micromecánicos se abre la posibilidad de poder predecir la tenacidad de fractura del material irradiado mediante la aplicación de estos modelos optimizando el programa experimental.

Otro de los puntos abierto relacionados con el efecto del estado de constricción en la tenacidad de fractura de la vasija, es que se da por hecho que la configuración de la grieta postulada en el Código ASME en la pared de la vasija presenta un estado de alta constricción correspondiente al estado teórico. Sin embargo, algunos autores apuntan la posibilidad de que el estado tensional real que se presenta en la vasija es de baja constricción, lo que implicaría que su tenacidad de fractura es mayor que la predicha con las probetas de tipo compacto, acercándose más al valor de las probetas de flexión. Esta hipótesis debería ser confirmada mediante una modelización de la vasija en tres dimensiones para establecer cual es estado tensional real de la vasija y su implicación en los análisis de integridad estructural.

CAPITULO 6 - BIBLIOGRAFIA

[10CFR50] Code of Federal Regulations, Title 10 - Energy Part 50, Domestic Licensing of (Nuclear Power) Production and Utilization Facilities." Published by the Office of Federal Register, National Archives and Records Administration, Washington, DC.

[Anderson 1991] Anderson T.L., et al (1991), "Specimen size requirements for fracture toughness testing in the ductile-to-brittle transition regime", *Journal of Testing and Evaluation*, Vol 19, pp. 123-134.

[Anderson 1994] Anderson, T.L. and Dodds J.R., (1994), "An experimental and numerical investigation of specimen size requirements for cleavage fracture", CARDIVNSWC-TR-61-CR-94/05

[Anderson 1995] Anderson T. L. (1995), "Fracture Mechanics. Fundamental and Applications", 2nd ed., CRC Press Inc., Boca Ratón, EEUU.

[ASME Code Case N-629] ASME Boiler and Pressure Vessel Code Case N-629, "Use of Fracture Toughness Test Data to Establish Reference Temperature for Pressure Retaining Materials", Section XI, Division 1

[ASME Code Case N-631] ASME Boiler and Pressure Vessel Code Case N-631, "Use of Fracture Toughness Test Data to Establish Reference Temperature for Pressure Retaining Materials Other Than Bolting for Class 1 Vessels", Section III, Division 1

[ASME Code Case N-640] ASME Boiler and Pressure Vessel Code Case N-640, "Alternative Reference Fracture Toughness for Development of P-T Limit Curves", Section XI, Division 1 (1997).

[ASME Section III] ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III, Rules for Construction of Nuclear Facility Components.

[ASME Section XI] ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI, Rules for Inservice Inspection of Nuclear Power Plant Components.

[ASMT E1820] ASTM Standard E1820-06, "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness" *Annual Book of ASTM Standards*, Vol.

[ASMT E1820] ASTM Standard E1820-06, "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness" *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 03.01, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken.

[ASMT E185] ASTM Standard E185-98, "Standard Practice for Conducting

Surveillance Tests for Light-Water Cooled Nuclear Power Reactor Vessels, E706 (IF)", *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 12.02, American Society for Testing and Materials, West Conshohoken

[ASTM E1921] ASTM Standard E1921-05, "Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range," *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 03.01, American Society for Testing and Materials, West Conshohoken.

[ASTM E2215] ASTM Standard E2215-02, "Standard Practice for Evaluation of Surveillance Capsules from Light-Water Moderated Nuclear Power Reactor Vessels" *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 12.02, American Society for Testing and Materials, West Conshohoken

[ASTM E23] ASTM Standard E23-00, "Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials", *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 03.01, American Society for Testing and Materials, West Conshohoken

[ASTM E399] ASTM Standard E399-81, "Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials", *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 03.01, American Society for Testing and Materials, West Conshohoken

[ASTM E900] ASTM Standard E900-02 "Standard Guide for Predicting Radiation-Induced Transition Temperature Shift in Reactor Vessel Materials" *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 12.02, American Society for Testing and Materials, West Conshohoken.

[Barenblatt 1962] Barenblatt, G. I., (1962), "The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture", *Advanced Applied Mechanics*, Vol. 7, pp. 55-129.

[Beremin 1983] Beremin, F. M., (1983), "A Local Criterion for Cleavage Fracture of a Nuclear Pressure-Vessel Steel", *Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*, Vol. 14(11), pp. 2277-2287.

[Betegón 1991] Betegón, C., and Hancock, J. W., (1991), "2-Parameter Characterization of Elastic-Plastic Crack-Tip Fields", *Journal of Applied Mechanics-Transactions of the ASME*, Vol. 58(1), pp. 104-110.

[Brumovsky 1999] Brumovsky, M. (1999), "Reference manual on the IAEA JRQ Correlation monitor steel for irradiation damage studies", IAEA-TECDOC-1230

[Brumovsky 2002] Brumovsky M. et al, (2002) "IAEA Coordinated Research Project on Assuring Structural Integrity of Reactor Pressure Vessels", IAEA TECDOC DRAFT.

[Brumovsky 2002] Brumovsky M. et al, (2002) "IAEA Coordinated Research Project on Assuring Structural Integrity of Reactor Pressure Vessels", IAEA TECDOC DRAFT.

[Chaouadi 2000] Chaouadi, R., Van Walle, E., Fabry, A., Scibetta, M. and Van de Velde J., (2000), "Fracture toughness test result of precracked charpy specimens of irradiated 73W weld materials", *Effect of Radiation on Materials: 19th International Symposium, ASTM STP 1366*, pp. 279-294.

[Cravero 2003] Cravero, S., Ruggieri, C., (2003), "A Two-Parameter Framework to Describe Effects of Constraint Loss in Cleavage Fracture and Implications for Failure Analysis of Cracked Components". *Journal Of The Brazilian Society Of Mechanical Sciences And Engineering*, Vol. 25(4), pp. 403-412

[EricksonKirk 2006] EricksonKirk, M. et al (2006), "Probabilistic Fracture Mechanics—Models, Parameters, and Uncertainty Treatment Used in FAVOR Version 04.1", NUREG-1807

[Gao 1998] Gao, X., Ruggieri, C., and Dodds, R. H., (1998), "Calibration of Weibull stress parameters using fracture toughness data", *International Journal of Fracture*, Vol. 92(2), pp. 175-200.

[Gao 2000] Gao, X., and Dodds, R. H., (2000), "Constraint effects on the ductile-to-brittle transition temperature of ferritic steels: a Weibull stress model", *International Journal of Fracture*, Vol. 102(1), pp. 43-69.

[Griffith, 1920] Griffith, A. A., (1920), "The Phenomena of Rupture and Flow in Solids", *Philosophical Transactions, Series A*, Vol. 221, pp. 163-198.

[Hall 2002] Hall J. B., "Supplement to the Master Integrated Reactor Vessel Surveillance Program," BAW-1543A, Revision 4, Supplement 4, Framatome ANP, May 2002.

[Heerens 2002] Heerens, J., and Hellmann, D., (2002), "Development of the Euro fracture toughness dataset", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 69(4), pp. 421-449.

[Heerens 2005] Heerens, J., Ainsworth, R. A., Moskovic, R., and Wallin, K., (2005), "Fracture toughness characterisation in the ductile-to-brittle transition

and upper shelf regimes using pre-cracked Charpy single-edge bend specimens", *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol. 82(8), pp. 649-667.

[Hibbit 2004] Hibbit, H.D., Karlsson, B.I. and Soresen, E.P., (2004) "Abaqus/standard, User's manual, version 6.5", Abaqus, Pawtucket, RI, USA.

[Hutchinson 1968] Hutchinson, J. W., (1968), "Singular Behaviour at End of a Tensile Crack in a Hardening Material", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 16(1), pp. 13-31.

[Irwin 1957] Irwin, G. R. (1957), "Analysis of stresses and strains near the end of crack transversing a plate", *Journal of Applied Mechanics* Vol. 24, pp. 361-364.

[Irwin 1958] Irwin, G.R., Kies, J.A. and Smith, H.L. (1958), "Fracture strengths relative to onset and arrest of crack propagation", *ASTM Transactions*, Vol 58, pp. 640-660.

[Irwin 1960] Irwin, G.R. (1960). "Fracture Mechanics," *1st Symposium on Naval Structural Mechanics*, pp. 557-591.

[Irwin 1964] Irwin G.R., (1964) "Dimensional and geometric aspects of fracture", *Fracture of Engineering Materials*, *Am. Soc. for Metals*, 1964, pp. 211-230

[Joyce 2001] Joyce, J. A., and Tregoning, R. L., (2001), "Development of the T-0 reference temperature from precracked Charpy specimens", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 68(7), pp. 861-894.

[Joyce 2001] Joyce, J. A., and Tregoning, R. L., (2001), "Development of the T-0 reference temperature from precracked Charpy specimens", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 68(7), pp. 861-894.

[Joyce 2005] Joyce, J. A., and Tregoning, R. L., (2005), "Determination of constraint limits for cleavage initiated toughness data", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 72(10), pp. 1559-1579.

[Kirk 1998] Kirk, M., Lott, R., Kim, C., and Server, W., "Empirical Validation of the Master Curve for Irradiated and Unirradiated Reactor Pressure Vessel Steels," *American Society of Mechanical Engineers, Pressure Vessels and Piping Division*, PVP 380, pp. 251-256

[Koppenhoefer 1995] Koppenhoefer, K.C., and Dodds, J.R. (1995), "Size and deformation limits to maintain constraint in K_{Ic} and J_c test of bend specimens", NUREG/CR-6191

[Landes 1980] Landes, J. D. and Shaffer, D.H., (1980) "Statistical characterization of fracture in the transition region", *Fracture Mechanics 12th Conference, ASTM STP 700*, pp. 386-382.

[Lapeña 1993] Lapeña, J. et al, (1993), "Comportamiento Frente a la Irradiación Neutrónica de los Materiales de Vasija de Reactores de Agua Ligera. Informe Final". Editorial CIEMAT, ISBN 84-7834-186-2.

[Lapeña 2000] Lapeña, J., Serrano, M., Perosanz, F. J., Gomez-Briceño, D., (2000) "PCI: Aseguramiento de la integridad estructural de la vasija a presión de los reactores BWR y PWR". Informe final. DFN/ME-08/IE-00.

[Larsson 1973] Larsson, S. G. and Carlsson, A. J., 1973, "Influence of Non-Singular Stress Terms and Specimen Geometry on Small Scale Yielding at Crack-Tip in Elastic-Plastic Materials", *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, Vol.21., pp. 263-277.

[Lee 1999] Lee, B. S., Hong, J. H., Chi, S. H., Kim, J. H., and Yang, W. J. (1999). "Fracture toughness evaluation using small specimens for assuring structural integrity of PRV's." KAERI/TR-1384/99.

[Lott 1998] Lott, R.G., Kirk M.T., Kim, C.C., (1998), "Master Curve Strategies for RPV Assessment", WCAP-15075, Westinghouse Corporation, Pittsburgh.

[Lott 2004] Lott, R.G, and Server, W.L. (2004), "Generic Application of "Master Curve" Fracture Toughness Properties for Reactor Vessel Integrity Evaluations", WCAP-16188-NP.

[Lott 2006] Lott, R.G, and Server, W.L. (2006), "Master Curve assessment of Kewaunee power station reactor pressure vessel weld material", WCAP-16609-NP, October 2006

[Lucon 2000] Lucon E. and Scibetta M., (2000), "Comparison between precracked Charpy-V and C(T) specimens for determination of the JSPS RPV steel", Report R-3378 Rev. 1, SCK-CEN

[Lucon 2003] Lucon, E., Scibetta, M. and Van Walle, E., (2003), "Assessment of the Master Curve approach on three reactor pressure vessel steels," *International Journal of Fracture*, Vol. 119(2), pp. 161 – 178

[Marston 1978] Marston, T.U., (1978), "Flaw Evaluation Procedures: ASME Section XI", EPRI NP-719-SR

[McCabe 2000] McCabe, D.E, Nanstad, R.K., Iskander S.K., Heatherly, D.W. and Swain R.L., (2000), "Evaluation of WF-70 weld metal from the Midland Unit 1 reactor vessel", NUREG/CR-5736.

[McMeeking 1977] McMeeking, R. M. (1977), "Finite deformation analysis of crack-tip opening in elastic plastic materials and implications for fracture", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids Vol. 25*, pp. 357-381.

[Minani 1992] Minami, F., et al (1992), "Estimation procedure for the Weibull parameters used in the local approach", *International Journal of Fracture Vol(54)*, pp. 197-210.

[Nanstad 1992] Nanstad R. K., Haggag F. M., and McCabe D. E., (1992), "Irradiation Effects on Fracture Toughness of Two High-Copper Submerged-Arc Welds, HSSI Series 5". NUREG/CR-5913, Vol. 1.

[Nanstad 2004] Nanstad, R. K., (2004), "Fracture Toughness Reference Temperature T_0 for HSSI Weld 72W", ORNL/NRC/LTR-04/08

[Nevalainen 1996] Nevalainen, M. and Dodds, R.H., (1996) "Numerical investigation of 3-D constraint effects on brittle fracture in SE(B) and C(T) specimens", NUREG/CR-6317

[NRC R.G. 1.99] Nuclear Regulatory Guides, RG 1.99 (Revision 2), "Radiation Embrittlement Reactor Vessel Materials", May 1988.

[NRC SE] U.S. Nuclear Regulatory Commission, "Safety Evaluation by the Office of Nuclear Reactor Regulation Regarding Amendment of the Kewaunee Nuclear Power Plant License to include the Use of a Master Curve-Based Methodology for Reactor Pressure Vessel integrity Assessment, Docket No. 50-305," May 2001.

[O'Dowd 1991] O'Dowd, N.P. and Shih, C.F., (1991), "Family of Crack-Tip Fields Characterized by a Triaxiality Parameter: Part I - Structure of Fields", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 39*, pp. 989-1015.

[O'Dowd 1992] O'Dowd, N.P. and Shih, C.F., (1992), "Family of Crack-Tip Fields Characterized by a Triaxiality Parameter: Part II - Fracture Applications", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 40*, pp. 939-963.

- [O'Dowd 1993]** O'Dowd N.P., Shih, C.F., (1993) "Two parameter fracture mechanics: Theory and applications" NUREG/CR-5958
- [Onizawa 2000]** Onizawa, K., Suzuki, M. (2000), "JAERI's contribution to the IAEA coordinated research programme on "Assuring Structural Integrity of Reactor Pressure Vessels" (CRP-IV). Final report" JAERI-Research-2000-022, pp. 46.
- [Parks 1977]** Parks, D. M., (1977), "Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering", Vol. 12 pp. 353-364.
- [Pavankumar 1998]** Pavankumar, T.V., (1998), "Study of crack tip constraint parameters in two dimensional geometries", BARC/1998/E/031
- [Petti 2003]** Petti J. and Dodds, R.H., (2003), "Constraint differences between C(T) and SE(B) specimens: 3-D analyses". Presented at the ASTM Comité Week, Kansas City, MO, May 2003.
- [Petti 2004a]** Petti, J. P., and Dodds Jr., R. H. (2004), "Coupling of the weibull stress model and macroscale models to predict cleavage fracture". *Engineering Fracture Mechanics*, Vol 71(13-14), pp. 2079-2103.
- [Petti 2004b]** Petti, J. P., and Dodds Jr., R. H. (2004). "Constraint comparisons for common fracture specimens: C(T)s and SE(B)s". *Engineering Fracture Mechanics*, Vol 71(18), pp. 2677-2683.
- [R.G. 1.99]** Regulatory Guide 1.99, Revision 2, "Radiation Embrittlement of Reactor Vessel Materials." Office of Nuclear Regulatory Research, U.S. Nuclear Regulatory Commission, Washington, DC, May 1988.
- [Raoul 1998]** Raoul, S., Marini, B., Pineau, A. (1998) "Effect of microstructure on the susceptibility of a 533 steel to temper embrittlement". *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 257, pp. 199-205.
- [Rice 1968a]** Rice, J. R., (1968), "A Path Independent Integral and Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks", *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 35(2), pp. 379-&.
- [Rice 1968b]** Rice, J. R., and Rosengren, C.F., (1968), "Plane Strain Deformation near a Crack Tip in a Power-Law Hardening Material", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 16(1), pp. 1-12.
- [Rice 1974]** Rice, J. R., (1974), "Limitations to the Small Scale Yielding

Approximation for Crack-Tip Plasticity", *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 22, pp. 17-26.

[Ritchie 1973] Ritchie, R. O., Knott, J. F., and Rice, J. R., (1973), "Relationship between Critical Tensile Stress and Fracture Toughness in Mild-Steel", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 21(6), pp. 395-410.

[Rosinski 2003] Rosinski S.T. (2003), "Materials Reliability Program: Implementation Strategy for "Master Curve" Reference Temperature, T_0 ", EPRI-MRP-101.

[Rosinski 2004a] Rosinski, S.T., Server, W., and Lott, R.G., (2004) "A Mechanistically-Guided Charpy Embrittlement Correlation for Reactor Pressure Vessel Integrity Assessment," *Effects of Radiation on Materials: 21st International Symposium, ASTM STP 1447*, pp. 247-265

[Rosinski 2004b] Rosinski, S.T. (2004) "Materials Reliability Program: Implementation strategy for Master Curve reference temperature T_0 ", EPRI-MRP-101

[Ruggieri 1996] Ruggieri, C. and Dodds, R. H., (1996), "A Transferability Model for Brittle Fracture Including Constraint and Ductile Tearing Effects: A Probabilistic Approach", *International Journal of Fracture*, Vol. 79, pp. 309-340.

[Ruggieri 1998] Ruggieri, C., Dodds, R. H., and Wallin, K., (1998), "Constraint effects on reference temperature, T_0 , for ferritic steels in the transition region", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 60(1), pp. 19-36.

[Sattari-Far 2005] Sattari-Far, I., and Wallin, K. (2005). "Application of "Master Curve" Methodology for Structural Integrity Assessments of Nuclear Components." SKI-R-05-55.

[Scibetta 1999] Scibetta, M., (1999), "Contribution to the evaluation of the circumferentially-cracked round bar for fracture toughness determination of reactor pressure vessel steels", PhD Dissertation, Universite de Liege

[Scibetta 2000] Scibetta, M. (2000), "Constraint Assessment in PCCv and 1T C(T) Specimens using 3-D Finite Element Simulations". Convention Electrabel-SCK·CEN. BLG-861. October 2000

[Serrano 1997] M. Serrano et al (1997) "Caracterización de los aceros SA 533 grado B Clase 1 y SA 508 clase 3 de la tapa de la vasija de la C.N. José

Cabrera". DFN/ME-18/IE-97.

[Serrano 2004] Serrano, M., Lapeña, J., Perosanz, F. J., Gomez-Briceño, D., (2004), "Aplicación de los resultados de los programas de vigilancia a la evaluación de la integridad estructural de la vasija a presión de los reactores nucleares". Informe Final. DFN/ME-18/IF-04. Julio 2004.

[Serrano 2006] Serrano, M. (2005), "IAEA CRP8 Finite element modeling Round Robin. CIEMAT Participation", DT/ME-46/II-06.

[Server 1978] Server, W.L. (1978) "Nuclear Pressure Vessel Steel Data Base". EPRI NP-933.

[Server 1998] Server W. (1998), "Application of the "Master Curve" Fracture Toughness Methodology for Ferritic Steels". EPRI TR-108390.

[Server 2001a] Server, W., Rosinsky, S., Lott, R., Kim, C., Weakland, D., (2001), "Application of "Master Curve" Fracture Toughness for Reactor Pressure Vessel Integrity Assessment in the USA". *IAEA Specialists Meeting on Irradiation Embrittlement and Mitigation. Gloucester, England, UK. 14-17 May, 2001. TWG-LMNPP-01/2, pp. 482-499.*

[Server 2001b] Server, W.L. et al (2001) " Master Curve fracture toughness application for BVPS-1", WCAP-15624, November 2001

[Server 2003] Server, W.L. and Pfefferle, J.R. (2003) " Master Curve fracture toughness application for Point Beach Nuclear Plant Unit 2", ATI Consulting Final Report ATI-021-030-2003-1, January 2003.

[Server 2005] Server W.L. et al (2005), IAEA Coordinated Research Project on "Application of surveillance programme results to reactor pressure vessel integrity assessment" IAEA-TECDOC-1435

[Steel 1975] Steele, L.E. (1975), "Neutron irradiation embrittlement of reactor pressure vessel steels", IAEA Technical Report Series No. 163.

[Tregoning 2000] Tregoning, R.L., Joyce, J.A., (2000) "T₀ Evaluation in Common Specimen Geometries", *ASME PVP Vol. 412, Applications of Fracture Mechanics in Failure Assessment, pp. 143-152.*

[Wallin 1984] Wallin K., (1984) "The Scatter in KIC Results", *Engineering Fracture Mechanics Vol. 19(6), pp. 1085-1093*

[Wallin 1985] Wallin K., (1985) "The Size Effect in KIC Results", Engineering Fracture Mechanics Vol. 22(1), pp. 149-163

[Wallin 1989] Wallin, K., (1989) "A Simple Theoretical Charpy V-KIc Correlation for Irradiation Embrittlement," *ASME Pressure Vessels and Piping Conference, Innovative Approaches to Irradiation Damage and Fracture Analysis, PVP-Vol 170*.

[Wallin 1991] Wallin, K., (1991) "Fracture toughness transition curve shape for ferritic structural steels", Joint FEFG/ICF International Conference on Fracture of Engineering Materials and Structures, pp. 83-88

[Westergaard 1939] Westergaard, H.M.,(1939), "Bearing Pressures and Cracks", *Journal of Applied Mechanics, Vol. 6, pp. 49-53*.

[WRC 1972] Welding Research Council, "PVRC Recommendations on toughness requirements for ferritic materials" WRC Bulletin 175, 1972.

[Yoon 1993] Yoon, K.K., "Fracture toughness characterization of the WF-70 weld metal", B&WOG report BAW-2202 September 1993

[Yoon 2003] Yoon, K.K., "Initial RTNDT of Linde 80 weld materials", B&WOG report BAW-2308 August 2003.

